

Titre: Evaluation des propriétés physiques et mécaniques des renforts
tressés et leurs composites

Auteur: Karine Marielle Charlebois
Author:

Date: 2003

Type: Mémoire ou thèse / Dissertation or Thesis

Référence: Charlebois, K. M. (2003). Evaluation des propriétés physiques et mécaniques des
renforts tressés et leurs composites [Mémoire de maîtrise, École Polytechnique de
Montréal]. PolyPublie. <https://publications.polymtl.ca/7113/>
Citation:

 **Document en libre accès dans PolyPublie**
Open Access document in PolyPublie

URL de PolyPublie: <https://publications.polymtl.ca/7113/>
PolyPublie URL:

**Directeurs de
recherche:**
Advisors:

Programme: Non spécifié
Program:

In compliance with the
Canadian Privacy Legislation
some supporting forms
may have been removed from
this dissertation.

While these forms may be included
in the document page count,
their removal does not represent
any loss of content from the dissertation.

UNIVERSITÉ DE MONTRÉAL

ÉVALUATION DES PROPRIÉTÉS PHYSIQUES
ET MÉCANIQUES DES RENFORTS TRESSÉS
ET LEURS COMPOSITES

KARINE MARIELLE CHARLEBOIS
DÉPARTEMENT DE GÉNIE MÉCANIQUE
ÉCOLE POLYTECHNIQUE DE MONTRÉAL

MÉMOIRE PRÉSENTÉ EN VUE DE L'OBTENTION
DU DIPLÔME DE MAÎTRISE ÈS SCIENCES APPLIQUÉES
(GÉNIE MÉCANIQUE)

JUIN 2003



National Library
of Canada

Bibliothèque nationale
du Canada

Acquisitions and
Bibliographic Services

Acquisitions et
services bibliographiques

395 Wellington Street
Ottawa ON K1A 0N4
Canada

395, rue Wellington
Ottawa ON K1A 0N4
Canada

Your file Votre référence

ISBN: 0-612-86388-3

Our file Notre référence

ISBN: 0-612-86388-3

The author has granted a non-exclusive licence allowing the National Library of Canada to reproduce, loan, distribute or sell copies of this thesis in microform, paper or electronic formats.

L'auteur a accordé une licence non exclusive permettant à la Bibliothèque nationale du Canada de reproduire, prêter, distribuer ou vendre des copies de cette thèse sous la forme de microfiche/film, de reproduction sur papier ou sur format électronique.

The author retains ownership of the copyright in this thesis. Neither the thesis nor substantial extracts from it may be printed or otherwise reproduced without the author's permission.

L'auteur conserve la propriété du droit d'auteur qui protège cette thèse. Ni la thèse ni des extraits substantiels de celle-ci ne doivent être imprimés ou autrement reproduits sans son autorisation.

Canada

UNIVERSITÉ DE MONTRÉAL

ÉCOLE POLYTECHNIQUE DE MONTRÉAL

Ce mémoire intitulé :

ÉVALUATION DES PROPRIÉTÉS PHYSIQUES
ET MÉCANIQUES DES RENFORTS TRESSÉS
ET LEURS COMPOSITES

présenté par : CHARLEBOIS Karine Marielle

en vue de l'obtention du diplôme de : Maîtrise ès sciences appliquées

a été dûment accepté par le jury d'examen constitué de :

M. FISA Bohuslav, Ph.D., président

M. BOUKHILI Rachid, Ph.D., membre et directeur de recherche

M. TROCHU François, Ph.D., membre et codirecteur de recherche

M. DAOUD Ahmed, M.Sc.A., membre

REMERCIEMENTS

La réalisation de ce projet n'aurait pas été possible sans l'aide et les conseils de nombreuses personnes. Je tiens tout d'abord à remercier mon directeur de maîtrise, M. Rachid Boukhili, pour m'avoir guidée et fait partager ses connaissances. La méthodologie qu'il m'a transmise pour aborder un problème me sera utile bien au-delà de ce projet. J'exprime aussi ma reconnaissance à M. François Trochu, mon codirecteur, qui a tenu compte de mes intérêts en m'impliquant dans ce projet dès mon stage au CRASP à l'été 2001.

Je remercie également M. Christian Charles Martel, technicien au CRASP, pour son aide et sa patience lors de la fabrication des plaques qui a parfois été fastidieuse ainsi que pour avoir assuré les meilleures conditions possibles aux laboratoires.

J'exprime ma gratitude aux étudiants M. Tayeb Amrouni et M. Sayah Abdel-Wahab qui ont bien voulu m'accorder de leur temps pour m'aider lors des essais mécaniques ainsi qu'à M. Nour Aimene de la section de mécanique appliquée pour avoir accepté d'installer les jauges de déformation. Je voudrais aussi remercier la compagnie Composites Atlantic et son président, M. Maurice Guitton, pour avoir fourni les matériaux nécessaires à ce projet.

Finalement, je remercie les étudiants et membres du personnel qui m'ont aidée lors de cette année passée au sein du CRASP.

RÉSUMÉ

Cette étude visait à explorer de façon générale les caractéristiques physiques et mécaniques des renforts tressés biaxiaux de verre ainsi que leurs composites.

Une évaluation sommaire des caractéristiques de ces renforts à sec a été effectuée pour déterminer l'évolution du taux de fibres en fonction de l'épaisseur de la tresse. Par la suite, on a mesuré la perméabilité des tresses à plat pour des angles de tressage de $\pm 35^\circ$, $\pm 45^\circ$ et $\pm 50^\circ$. Trois taux de fibres différents ont été associés à chacun des angles. Ainsi, l'effet de l'angle de tressage et du taux de fibres sur la perméabilité des renforts tressés biaxiaux a pu être étudié. De façon générale, la perméabilité diminuait avec l'augmentation du taux de fibres et atteignait une valeur maximale à $\pm 45^\circ$.

Des plaques de verre-epoxy ont ensuite été fabriquées à l'aide d'un nouveau procédé de moulage sous membrane flexible pour en obtenir les échantillons nécessaires à la caractérisation mécanique. Ce procédé n'a toutefois pas permis d'avoir le même taux de fibres pour toutes les plaques. Les propriétés mécaniques mesurées expérimentalement ont donc dû être normalisées pour les ramener à un même taux de fibres et ensuite les comparer entre elles.

Des essais de traction, compression et cisaillement losipescu ont été effectués sur des échantillons à renforts tressés à $\pm 35^\circ$, $\pm 45^\circ$ et $\pm 50^\circ$ ainsi que sur des composites unidirectionnels contenant les mêmes fibres et matrice que les échantillons précédents. Les propriétés principales d'un pli unidirectionnel ainsi obtenues ont été introduites dans la théorie des stratifiés pour prédire les

propriétés d'un stratifié unidirectionnel équivalent aux composites à renforts tressés testés. La comparaison entre les valeurs prédites et expérimentales a fait ressortir l'effet de l'ondulation et de l'entrecroisement des mèches.

L'entrecroisement des mèches a eu pour effet d'augmenter le module de traction E_{xx} ainsi que le coefficient de Poisson ν_{xy} à $\pm 35^\circ$. Les résistances en traction pour l'ensemble des angles de tressage et le coefficient de Poisson à $\pm 45^\circ$ et $\pm 50^\circ$ sont les mêmes que pour un stratifié unidirectionnel équivalent. De plus, l'accroissement de l'angle de tressage a augmenté la tolérance à l'endommagement du matériau.

L'ondulation des mèches a grandement diminué la résistance en compression des composites à renforts tressés, surtout pour les faibles angles de tressage. Tout comme pour la traction, la rupture se produisait de façon plus catastrophique lorsque l'angle entre les mèches et la direction d'application de la charge était faible.

Finalement, l'essai de cisaillement Iosipescu a été insatisfaisant pour caractériser les composites à renforts tressés à cause de leur très grande rigidité et résistance. En effet, il a été impossible de briser en cisaillement les échantillons et les modules mesurés ont présenté une dispersion inacceptable.

ABSTRACT

This study aims to explore some of the physical and mechanical characteristics of biaxially braided fabrics and their composites.

A brief evaluation of the characteristics of those glass fabrics at the dry state was carried out to determine the evolution of their fiber volume fraction as of function of their thickness. Afterwards, the permeability of flat braids was measured for three braiding angles : $\pm 35^\circ$, $\pm 45^\circ$ and $\pm 50^\circ$. Three fiber volume fractions were associated to each of those angles. Thus, the effect of the braiding angle and the fiber fraction on the permeability could be studied. In general, the permeability decreased with an increase of the fiber volume fraction and reached a maximum value at $\pm 45^\circ$.

In order to perform the mechanical characterization, glass/epoxy plates were made using a new manufacturing process with a flexible membrane. However, it was impossible to get a unique fiber fraction for all the plates. Hence, the experimental data had to be normalized to a common fiber volume fraction before their analysis.

Tensile, compression and Iosipescu shear tests were conducted on three groups of test samples containing glass rovings braided at $\pm 35^\circ$, $\pm 45^\circ$ and $\pm 50^\circ$ and also unidirectional glass/epoxy specimens. The lamination theory was used with the results obtained for the tests on UD specimens to predict the properties of a UD laminate equivalent to the fabric composites tested. The comparison of the predicted properties with the experimental values brought out the effect of the fibers' ondulation and intertwining on the mechanical performance.

The fibers' intertwining increased the Young's modulus E_{xx} and the Poisson's ratio at $\pm 35^\circ$. The tensile strengths for all braiding angles considered and the Poisson's ratio at $\pm 45^\circ$ and $\pm 50^\circ$ are the same as for an equivalent UD laminate. Moreover, the increase of the braiding angle improved their damage tolerance.

The ondulation of the fibers highly reduced the compression strength of fabric reinforced composites, mainly at low braiding angles. As for the tension, the rupture was more catastrophic when the angle between the fibers and the compression force was low.

Finally, the Iosipescu shear method was not suitable for the characterization of composites containing braided fabrics because of their high shear stiffness and strength. None of the specimens broke between their notches and the measured shear modulus were highly scattered.

TABLE DES MATIÈRES

REMERCIEMENTS	IV
RÉSUMÉ	V
ABSTRACT.....	VII
TABLE DES MATIÈRES.....	IX
LISTE DES FIGURES	XIV
LISTE DES TABLEAUX.....	XXII
LISTE DES SYMBOLES.....	XXIV
LISTE DES ANNEXES	XXVII
INTRODUCTION	1
CHAPITRE 1: ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE	4
1.1 RENFORTS TRESSÉS	4
1.1.1 Types de tresses.....	4
1.1.2 Procédé de tressage.....	6
1.1.3 Paramètres influençant les propriétés mécaniques	9
1.1.3.1 Espacement entre les mèches	10
1.1.3.2 Géométrie d'ondulation	12
1.1.3.3 Estimation du taux de fibres	13

1.2 PERMEABILITE DES RENFORTS TRESSSES	14
1.2.1 Loi de Darcy.....	14
1.2.2 Perméabilité des renforts anisotropes.....	17
1.2.3 Méthodes de mesure	21
1.2.3.1 Méthode bidirectionnelle.....	21
1.2.3.2 Méthode unidirectionnelle.....	23
1.2.3.3 Essais transitoires et permanents.....	25
1.2.3.4 Fluides de mesure	25
1.2.4 Mécanismes d'écoulement dans un renfort fibreux.....	26
1.2.5 Perméabilité des renforts cisailés	27
1.2.5.1 Perméabilité d'un renfort 0/90° cisailé	27
1.2.6 Modèles de perméabilité	31
1.2.6.1 Renforts unidirectionnels	31
1.2.6.2 Renforts tissés.....	33
1.3 COMPORTEMENT MECANIQUE	34
1.3.1 Distribution de la charge dans le renfort	34
1.3.1.1 Déformations	34
1.3.1.2 Contraintes	36
1.3.2 Effets du taux de fibres	39
1.3.2.1 Modules élastiques.....	39
1.3.2.2 Résistances en traction, compression et cisaillement	40
1.3.2.3 Résistance au cisaillement interlaminaire.....	41
1.3.3 Effets de l'espacement entre les mèches	42
1.3.3.1 Taux volumique de fibres	42
1.3.3.2 Modules élastiques.....	43
1.3.3.3 Coefficient de Poisson.....	45
1.3.3.4 Résistance en traction	45
1.3.3.5 Concentrations de contraintes	46
1.3.4 Effets de l'angle de tressage.....	47

1.3.4.1 Taux volumique de fibres	47
1.3.4.2 Modules élastiques.....	47
1.3.4.3 Coefficient de Poisson.....	49
1.3.4.4 Résistances en traction, compression et cisaillement	49
1.3.5 Effets de l'ondulation des fibres	51
1.3.5.1 Modules élastiques.....	51
1.3.5.2 Coefficient de Poisson.....	52
1.3.5.3 Résistance en compression	53
1.3.5.4 Résistance au délaminage	53
1.3.5.5 Concentrations de contraintes.....	54
1.3.6 Courbes contrainte-déformation	55
1.3.6.1 Traction	55
1.3.6.2 Compression	56
1.3.7 Mécanismes d'endommagement	58
1.3.7.1 Traction	59
1.3.7.2 Compression	62
1.3.7.3 Délaminage	65
1.3.8 Méthodes de prédiction des propriétés mécaniques.....	67
1.3.8.1 Propriétés principales d'un pli unidirectionnel.....	67
1.3.8.2 Stratifié de plis unidirectionnels	68
1.3.8.3 Stratifié de plis tissés ou tressés	68
 CHAPITRE 2: METHODOLOGIE DE TRAVAIL.....	 70
2.1 OBJECTIFS VISES	70
2.2 FABRICATION DES MATERIAUX UTILISES.....	71
2.2.1 Préparation renforts	72
2.2.1.1 Procédure de découpage des tresses.....	72
2.2.1.2 Méthode d'alignement des fibres unidirectionnelles	73
2.2.2 Fabrication des plaques pour les essais mécaniques.....	74

2.2.2.1 Plaques tressées	74
2.2.2.2 Plaque unidirectionnelle	78
2.2.2.3 Échantillons d'epoxy	79
2.2.3 Contrôle de la qualité des matériaux fabriqués	80
2.2.3.1 Taux de fibres	80
2.2.3.2 Masse volumique	82
2.2.3.3 Taux volumique de vide	83
2.3 ESSAIS EXPERIMENTAUX	84
2.3.1 Mesure de la perméabilité	84
2.3.1.1 Description du montage	84
2.3.1.2 Procédure expérimentale	86
2.3.2 Essais mécaniques	89
2.3.2.1 Essais de traction sur les échantillons d'epoxy	89
2.3.2.2 Essais de traction sur les échantillons en composite	90
2.3.2.3 Essais de compression	92
2.3.2.4 Essais de cisaillement	94
CHAPITRE 3: PRESENTATION ET ANALYSE DES RESULTATS	97
3.1 CARACTERISATION DES RENFORTS TRESSÉS	97
3.1.1 Caractéristiques géométriques des tresses à sec	98
3.1.2 Variation du taux de fibres des tresses en fonction de différents paramètres	99
3.1.3 Vérification de l'atteinte de l'angle de blocage	102
3.2 CONTROLE DE LA QUALITE DES PLAQUES FABRIQUEES	104
3.2.1 Procédé de fabrication des plaques	105
3.2.1.1 Étapes de mise au point du procédé de fabrication des plaques à renforts tressés sous membrane flexible	105
3.2.1.2 Fabrication des plaques à fibres unidirectionnelles	110
3.2.1.3 Recommandations relatives au procédé de fabrication	112

3.2.2 Contrôle de qualité des plaques fabriquées.....	114
3.2.2.1 Taux volumique de fibres	114
3.2.2.2 Masse volumique et taux de vide	118
3.2.2.3 Estimation de l'ondulation des fibres dans les plaques	119
3.3 PERMEABILITE DES RENFORTS TRESSÉS	121
3.3.1 Front d'écoulement	121
3.3.2 Perméabilité.....	122
3.4 CARACTERISATION MECANIQUE	126
3.4.1 Propriétés en traction de la matrice epoxy	126
3.4.2 Propriétés d'un pli unidirectionnel	129
3.4.2.1 Traction	129
3.4.2.2 Compression	134
3.4.2.3 Cisaillement.....	135
3.4.3 Propriétés mécaniques d'un composite à renfort tressé	137
3.4.3.1 Normalisation des propriétés du pli unidirectionnel	137
3.4.3.2 Normalisation des propriétés des composites à renforts tressés.....	144
3.4.3.3 Traction	147
3.4.3.4 Compression	152
3.4.3.5 Cisaillement.....	154
3.4.4 Mécanismes d'endommagement	156
3.4.4.1 Traction	157
3.4.4.2 Compression	165
3.4.4.3 Cisaillement.....	170
CONCLUSION.....	172
RÉFÉRENCES	176
ANNEXES	183

LISTE DES FIGURES

FIGURE 1.1 - TYPES DE TRESSSES 2-D : (A) TRESSE BIAXIALE , (B) TRESSE TRIAXIALE	5
FIGURE 1.2 - TYPES DE PATRONS DE TRESSAGE	5
FIGURE 1.3 - SCHEMA DU PROCEDE DE TRESSAGE.....	7
FIGURE 1.4 - ÉQUIPEMENT POUR LA FABRICATION DE RENFORTS TRESSSES	7
FIGURE 1.5 - FABRICATION D'UNE TRESSE A DIAMETRE VARIABLE POUR UN ARBRE DE TRANSMISSION	8
FIGURE 1.6 - SCHEMA DE L'ESPACEMENT ENTRE LES MECHEES D'UNE TRESSE BIAXIALE	10
FIGURE 1.7 - DEFINITION DES PARAMETRES D'ONDULATION D'UNE MECHEES	12
FIGURE 1.8 - DIRECTIONS PRINCIPALES DE PERMEABILITE D'UN RENFORT	16
FIGURE 1.9 - PERMEABILITES PRINCIPALES D'UN TISSU 0/90°	19
FIGURE 1.10 - EFFET DE LA FRACTION VOLUMIQUE DE FIBRES SUR LA PERMEABILITE DE DIFFERENTES ARCHITECTURES DE RENFORTS	20
FIGURE 1.11 - PERMEABILITE EN FONCTION DE LA POROSITE POUR UN RENFORT BIDIRECTIONNEL	20
FIGURE 1.12 - MONTAGE DE MESURE BIDIRECTIONNELLE	21
FIGURE 1.13 - FRONT ELLIPTIQUE D'UN RENFORT ANISOTROPE LORS D'UNE MESURE BIDIRECTIONNELLE	22
FIGURE 1.14 - MONTAGE DE MESURE UNIDIRECTIONNELLE	23
FIGURE 1.15 - ORIENTATION DU FRONT APRES LE CISAILLEMENT D'UN RENFORT ANISOTROPE	28
FIGURE 1.16 - PERMEABILITE K_1 EN FONCTION DE L'ANGLE DE CISAILLEMENT D'UN RENFORT 0/90° POUR UN TAUX DE FIBRES CONSTANT	28

FIGURE 1.17 - PERMEABILITE K_2 EN FONCTION DE L'ANGLE DE CISAILLEMENT D'UN RENFORT $0/90^\circ$ POUR UN TAUX DE FIBRES CONSTANT	29
FIGURE 1.18 - RAPPORT K_1/K_2 EN FONCTION DE L'ANGLE DE CISAILLEMENT POUR UN TAUX DE FIBRES CONSTANT	29
FIGURE 1.19 - CONSTANCE DE KOZENY APPARENTE EN FONCTION DU TAUX VOLUMIQUE DE FIBRES	32
FIGURE 1.20 - INTERFEROMETRIE DE MOIRE SUR UN ECHANTILLON $[0/\pm 45]$ EN TRACTION TRANSVERSALE	35
FIGURE 1.21 - DEPLACEMENTS DANS UN STRATIFIE $[0/\pm 66]$ CHARGE EN TRACTION TRANSVERSALE	36
FIGURE 1.22 - DISTRIBUTION DES CONTRAINTES LONGITUDINALES DANS LES MECHE A 0°	37
FIGURE 1.23 - DISTRIBUTION DES CONTRAINTES TRANSVERSALES DANS LES MECHE DE LA TRAME	37
FIGURE 1.24 - CONTRAINTES TRANSVERSALES AUX MECHE LONGITUDINALES D'UN TISSU $[0/90]$	38
FIGURE 1.25 - DISTRIBUTION DES CONTRAINTES DANS LA MATRICE PURE	39
FIGURE 1.26 - VARIATION DES MODULES ELASTIQUES D'UN TISSU $[0/90]$ EN FONCTION DU TAUX DE FIBRES	39
FIGURE 1.27 - RESISTANCE EN CISAILLEMENT INTERLAMINAIRE EN FONCTION DU TAUX DE FIBRES	41
FIGURE 1.28 - VARIATION DU TAUX DE FIBRES EN FONCTION DE L'ESPACEMENT ENTRE LES MECHE D'UNE TRESSE	43
FIGURE 1.29 - VARIATION DES MODULES ELASTIQUES EN FONCTION DE L'ESPACEMENT ENTRE LES MECHE	44
FIGURE 1.30 - VARIATION DU COEFFICIENT DE POISSON EN FONCTION DE L'ESPACEMENT ENTRE LES MECHE	45
FIGURE 1.31 - VARIATION DE LA RESISTANCE EN TRACTION EN FONCTION DE L'ESPACEMENT ENTRE LES MECHE	46

FIGURE 1.32 - FRACTION VOLUMIQUE DE FIBRES D'UNE TRESSE TRIAXIALE EN FONCTION DE L'ANGLE DE TRESSAGE	47
FIGURE 1.33 - VARIATION DES MODULES DE TRACTION LONGITUDINAL ET TRANSVERSAL EN FONCTION DE L'ANGLE DE TRESSAGE D'UNE TRESSE BIAXIALE.....	48
FIGURE 1.34 - VARIATION DU MODULE DE CISAILLEMENT EN FONCTION DE L'ANGLE DE TRESSAGE D'UNE TRESSE TRIAXIALE.....	48
FIGURE 1.35 - VARIATION DU COEFFICIENT DE POISSON EN FONCTION DE L'ANGLE DE TRESSAGE D'UNE TRESSE TRIAXIALE.....	49
FIGURE 1.36 - VARIATION DES RESISTANCES TRANSVERSALES EN TRACTION ET COMPRESSION EN FONCTION DE L'ANGLE DE TRESSAGE D'UNE TRESSE TRIAXIALE	50
FIGURE 1.37 - VARIATION DE LA RESISTANCE EN CISAILLEMENT EN FONCTION DE L'ANGLE DE TRESSAGE D'UNE TRESSE BIAXIALE.....	50
FIGURE 1.38 - MODULES DE YOUNG EN FONCTION DU RAPPORT D'ONDULATION	51
FIGURE 1.39 - COEFFICIENT DE POISSON EN FONCTION DU RAPPORT D'ONDULATION .	52
FIGURE 1.40 - FIBRE ONDULEE CROISANT UN PLAN DE FISSURATION.....	54
FIGURE 1.41 - COURBE DE TRACTION D'UN COMPOSITE A RENFORT TISSE [0/90] ET ACCUMULATION DE L'ENDOMMAGEMENT	55
FIGURE 1.42 - COMPARAISON DES COURBES CONTRAINTE-DEFORMATION POUR UN RENFORT TRESSE A PLAT ET UN RENFORT TRESSE TUBULAIRE.....	56
FIGURE 1.43 - COURBES CONTRAINTE-DEFORMATION POUR DIFFERENTS RAPPORTS D'ONDULATION.....	57
FIGURE 1.44 - COURBES CONTRAINTE-DEFORMATION POUR DIFFERENTS VOLUMES D'ONDULATION	57
FIGURE 1.45 - MODES DE RUPTURE D'UN COMPOSITE UNIDIRECTIONNEL EN TRACTION	60
FIGURE 1.46 - DEFORMATION EN TRACTION D'UN ECHANTILLON ORIENTE A UN ANGLE θ	60

FIGURE 1.47 - MODES DE RUPTURE D'UN COMPOSITE UNIDIRECTIONNEL EN COMPRESSION	63
FIGURE 1.48 - PLANS DE RUPTURE PREFERENTIELS EN COMPRESSION D'UN COMPOSITE A FIBRES ONDULEES	64
FIGURE 1.49 - MODES DE CHARGEMENT POUR LA PROPAGATION DE FISSURES	66
FIGURE 2.1 - METHODE DE DECOUPAGE DES RENFORTS TRESSSES TUBULAIRES	72
FIGURE 2.2 - VUE EN COUPE DU MONTAGE DE FABRICATION DES PLAQUES A RENFORTS TRESSSES	75
FIGURE 2.3 - VUE DE DESSUS DU MONTAGE DE FABRICATION DES PLAQUES A RENFORTS TRESSSES	75
FIGURE 2.4 - COUPE DU MONTAGE DE FABRICATION DE LA PLAQUE A FIBRES UNIDIRECTIONNELLES	78
FIGURE 2.5 - MOULE DE COULEE DES ECHANTILLONS D'EPOXY	80
FIGURE 2.6 - SCHEMA DU MONTAGE DE MESURE DE LA MASSE VOLUMIQUE	82
FIGURE 2.7 - MONTAGE DE MESURE DE LA PERMEABILITE	85
FIGURE 2.8 - VUE EN COUPE DU MONTAGE DE MESURE DE LA PERMEABILITE	86
FIGURE 2.9 - ÉCHANTILLON DE TRACTION EN EPOXY	89
FIGURE 2.10 - ÉCHANTILLON DE TRACTION EN COMPOSITE	91
FIGURE 2.11 - ÉCHANTILLON DE COMPRESSION	93
FIGURE 2.12 - MONTAGE DE COMPRESSION	94
FIGURE 2.13 - ÉCHANTILLON DE CISAILLEMENT	95
FIGURE 2.14 - MONTAGE DE CISAILLEMENT	96
FIGURE 3.1 - UNITE DE REPETITION D'UNE TRESSE BIAXIALE 2 x 2	99
FIGURE 3.2 - VARIATION DE LA FRACTION VOLUMIQUE FIBRES EN FONCTION DE L'EPAISSEUR POUR CHAQUE ANGLE DE TRESSAGE	100
FIGURE 3.3 - VARIATION DE LA FRACTION VOLUMIQUE DE FIBRES EN FONCTION DE L'ANGLE DE TRESSAGE	101
FIGURE 3.4 - ANGLE D'ONDULATION MAXIMAL DES MECHE EN FONCTION DE LA FRACTION VOLUMIQUE DE FIBRES	102

FIGURE 3.5 - MASSE SURFACIQUE EN FONCTION DE $1/\cos(\text{ANGLE DE CISAILLEMENT})$	104
FIGURE 3.6 - DEUXIEME PLAQUE A RENFORTS TRESSSES FABRIQUEE AVEC ACCUMULATIONS DE RESINE	106
FIGURE 3.7 - QUATRIEME PLAQUE AVEC UNE RESINE DE TROP FAIBLE VISCOSITE	107
FIGURE 3.8 - CINQUIEME PLAQUE AVEC INJECTION SANS TORSADES	108
FIGURE 3.9 - DIXIEME PLAQUE AVEC CONTAMINATION DE LA RESINE PAR L'AGENT DE DEMOULAGE	109
FIGURE 3.10 - ONZIEME PLAQUE PARFAITEMENT REUSSIE AVEC UNE NOUVELLE MEMBRANE	110
FIGURE 3.11 - PLAQUE A FIBRES UNIDIRECTIONNELLES FABRIQUEE PAR LE PROCEDE SOUS MEMBRANE FLEXIBLE.....	111
FIGURE 3.12 - PLAQUE A FIBRES UNIDIRECTIONNELLES FABRIQUEES PAR SAC SOUS VIDE	112
FIGURE 3.13 - TAUX VOLUMIQUE DE FIBRES EN FONCTION DE LA DISTANCE PAR RAPPORT AU POINT D'INJECTION.....	114
FIGURE 3.14 - PERMEABILITE EN FONCTION DU TAUX DE FIBRES POUR DIFFERENTS ANGLES DE TRESSAGE.....	122
FIGURE 3.15 - PERMEABILITE EN FONCTION DE L'ANGLE DE TRESSAGE POUR DEUX TAUX DE FIBRES DIFFERENTS	125
FIGURE 3.16 - COURBE CONTRAINTE-DEFORMATION DE LA MATRICE EPOXY	127
FIGURE 3.17 - COURBE CONTRAINTE-DEFORMATION EN TRACTION LONGITUDINALE D'UN PLI A FIBRES UNIDIRECTIONNELLES	130
FIGURE 3.18 - COURBE POUR LA DETERMINATION DU COEFFICIENT DE POISSON D'UN PLI A FIBRES UNIDIRECTIONNELLES	131
FIGURE 3.19 - SUPERPOSITION DES COURBES CONTRAINTE-DEFORMATION DES FIBRES, DE LA MATRICE ET DU COMPOSITE UNIDIRECTIONNEL	132
FIGURE 3.20 - COURBE CONTRAINTE-DEPLACEMENT EN COMPRESSION LONGITUDINALE D'UN PLI UNIDIRECTIONNEL	134

FIGURE 3.21 - COURBE CONTRAINTE-DEFORMATION EN CISAILLEMENT D'UN PLI UNIDIRECTIONNEL.....	135
FIGURE 3.22 - MODULE DE TRACTION LONGITUDINAL E_{11} D'UN PLI UNIDIRECTIONNEL EN FONCTION DU TAUX VOLUMIQUE DE FIBRES	138
FIGURE 3.23 – COEFFICIENT DE POISSON ν_{12} D'UN PLI UNIDIRECTIONNEL EN FONCTION DU TAUX VOLUMIQUE DE FIBRES	141
FIGURE 3.24 – MODULE DE CISAILLEMENT G_{12} D'UN PLI UNIDIRECTIONNEL EN FONCTION DU TAUX VOLUMIQUE DE FIBRES	141
FIGURE 3.25 - MODULE DE TRACTION TRANSVERSAL E_{22} D'UN PLI UNIDIRECTIONNEL EN FONCTION DU TAUX VOLUMIQUE DE FIBRES	142
FIGURE 3.26 - MODULE DE TRACTION LONGITUDINAL E_{xx} EN FONCTION DU TAUX VOLUMIQUE DE FIBRES POUR CHAQUE CONFIGURATION DE TRESSSES...	144
FIGURE 3.27 - COEFFICIENT DE POISSON ν_{xy} EN FONCTION DU TAUX VOLUMIQUE DE FIBRES POUR CHAQUE CONFIGURATION DE TRESSSES	145
FIGURE 3.28 – MODULE DE CISAILLEMENT G_{xy} EN FONCTION DU TAUX VOLUMIQUE DE FIBRES POUR CHAQUE CONFIGURATION DE TRESSSES.	145
FIGURE 3.29 - COURBE DE LA DEFORMATION TRANSVERSALE EN FONCTION DE LA DEFORMATION LONGITUDINALE POUR UN COMPOSITE A RENFORT TRESSE	147
FIGURE 3.30 - MODULE DE TRACTION LONGITUDINAL EN FONCTION DE L'ANGLE DE TRESSAGE	150
FIGURE 3.31 - RESISTANCE EN TRACTION LONGITUDINALE EN FONCTION DE L'ANGLE DE TRESSAGE.....	151
FIGURE 3.32 - COEFFICIENT DE POISSON ν_{xy} EN FONCTION DE L'ANGLE DE TRESSAGE	151
FIGURE 3.33 - RESISTANCE EN FONCTION DE L'ANGLE DE TRESSAGE	154
FIGURE 3.34 - MODULE DE CISAILLEMENT EN FONCTION DE L'ANGLE DE TRESSAGE...	155
FIGURE 3.35 - ÉCHANTILLON DE TRACTION A FIBRES UNIDIRECTIONNELLES A RUPTURE INCOMPLETE	157

FIGURE 3.36 - RUPTURE FINALE D'UN ÉCHANTILLON DE TRACTION A FIBRES UNIDIRECTIONNELLES	157
FIGURE 3.37 - COURBE CONTRAINTE-DEFORMATION EN TRACTION LONGITUDINALE D'UN COMPOSITE A RENFORT TRESSE A $\pm 35^\circ$	158
FIGURE 3.38 - ÉCHANTILLON DE TRACTION A RENFORT TRESSE A $\pm 35^\circ$ SUR LE COTE RIGIDE DU MOULE	159
FIGURE 3.39 - ÉCHANTILLON DE TRACTION A RENFORT TRESSE A $\pm 35^\circ$ SUR LE COTE MEMBRANE DU MOULE	159
FIGURE 3.40 - COURBE CONTRAINTE-DEFORMATION EN TRACTION LONGITUDINALE D'UN COMPOSITE A RENFORT TRESSE A $\pm 45^\circ$	160
FIGURE 3.41 - ÉCHANTILLON DE TRACTION A RENFORT TRESSE A $\pm 45^\circ$ SUR LE COTE RIGIDE DU MOULE	161
FIGURE 3.42 - ÉCHANTILLON DE TRACTION A RENFORT TRESSE A $\pm 45^\circ$ SUR LE COTE MEMBRANE DU MOULE	161
FIGURE 3.43 - COURBE CONTRAINTE-DEFORMATION EN TRACTION LONGITUDINALE D'UN COMPOSITE A RENFORT TRESSE A $\pm 50^\circ$	161
FIGURE 3.44 - RUPTURE COMPLETE: ÉCHANTILLON DE TRACTION A RENFORT TRESSE A $\pm 50^\circ$ SUR LE COTE RIGIDE DU MOULE	163
FIGURE 3.45 - RUPTURE INCOMPLETE: ÉCHANTILLON DE TRACTION A RENFORT TRESSE A $\pm 50^\circ$ AVEC DEUX ZONES DE STRICTION	163
FIGURE 3.46 - RUPTURE INCOMPLETE: VUE DE COTE D'UN ÉCHANTILLON DE TRACTION A RENFORT TRESSE A $\pm 50^\circ$	164
FIGURE 3.47 - RUPTURE INCOMPLETE: ÉCHANTILLON DE TRACTION A RENFORT TRESSE A $\pm 50^\circ$ AVEC REORIENTATION DES MECHES	164
FIGURE 3.48 - RUPTURE INCOMPLETE: ÉCHANTILLON DE TRACTION A RENFORT TRESSE A $\pm 50^\circ$ AVEC DELAMINAGE IMPORTANT DANS LA STRICTION	164
FIGURE 3.49 - RUPTURE EN COMPRESSION D'UN ÉCHANTILLON A FIBRES UNIDIRECTIONNELLES.....	165

FIGURE 3.50 - COURBE CONTRAINTE-DEPLACEMENT POUR LES ECHANTILLONS A RENFORTS TRESSÉS A $\pm 35^\circ$	166
FIGURE 3.51 - RUPTURE EN COMPRESSION D'UN ECHANTILLON A RENFORT TRESSE A $\pm 35^\circ$ SUR LE COTE RIGIDE DU MOULE	166
FIGURE 3.52 - RUPTURE EN COMPRESSION D'UN ECHANTILLON A RENFORT TRESSE A $\pm 35^\circ$ SUR LE COTE MEMBRANE DU MOULE.....	167
FIGURE 3.53 - COURBE CONTRAINTE-DEPLACEMENT POUR LES ECHANTILLONS A RENFORTS TRESSÉS A $\pm 45^\circ$	167
FIGURE 3.54 - RUPTURE EN COMPRESSION D'UN ECHANTILLON A RENFORT TRESSE A $\pm 45^\circ$ SUR LE COTE RIGIDE DU MOULE	168
FIGURE 3.55 - COURBE CONTRAINTE-DEPLACEMENT POUR LES ECHANTILLONS A RENFORTS TRESSÉS A $\pm 50^\circ$	168
FIGURE 3.56 - RUPTURE EN COMPRESSION D'UN ECHANTILLON A RENFORT TRESSE A $\pm 50^\circ$	169
FIGURE 3.57 - VUE DE COTE D'UN ECHANTILLON A RENFORT TRESSE A $\pm 50^\circ$ EN COMPRESSION.....	169
FIGURE 3.58 - COURBE CONTRAINTE-DEFORMATION EN CISAILLEMENT D'UN PLI UNIDIRECTIONNEL.....	170
FIGURE 3.59 - RUPTURE EN CISAILLEMENT D'UN ECHANTILLON IOSIPESCU A FIBRES UNIDIRECTIONNELLES	170
FIGURE 3.60 - COURBE CONTRAINTE-DEFORMATION EN CISAILLEMENT D'UN COMPOSITE A RENFORTS TRESSE A $\pm 35^\circ$	171
FIGURE 3.61 - ENDOMMAGEMENT DES ECHANTILLONS DE CISAILLEMENT A RENFORTS TRESSÉS AUX POINTS D'APPUI.....	171

LISTE DES TABLEAUX

TABLEAU 1.1 - RESISTANCES PREDITES ET EXPERIMENTALES D'UN RENFORT TISSE [0/90].....	40
TABLEAU 2.1 - LARGEURS REELLES DES ECHANTILLONS TRESSÉS MIS A PLAT APRES LE DECOUPAGE.....	73
TABLEAU 2.2 - ÉPAISSEUR D'UNE COUCHE EN FONCTION DE L'ANGLE DE TRESSAGE	87
TABLEAU 2.3 - DIMENSIONS PRINCIPALES DES ECHANTILLONS DE TRACTION EN COMPOSITE	91
TABLEAU 3.1 - ÉPAISSEUR D'UNE COUCHE EN FONCTION DE L'ANGLE DE TRESSAGE ..	98
TABLEAU 3.2 - DIMENSIONS DE L'UNITE DE REPETITION POUR CHAQUE ANGLE DE TRESSAGE	99
TABLEAU 3.3 - ANGLE DE CISAILLEMENT ET MASSE SURFACIQUE POUR LES ANGLES DE TRESSAGE UTILISES	103
TABLEAU 3.4 - ÉCART ENTRE LES TAUX DE FIBRES DES DEUX EXTREMITES D'UNE PLAQUE POUR CHAQUE ANGLE DE TRESSAGE	115
TABLEAU 3.5 - TAUX VOLUMIQUES DE FIBRES DES PLAQUES UTILISEES	117
TABLEAU 3.6 - MASSES VOLUMIQUES MESUREES	118
TABLEAU 3.7 - TAUX VOLUMIQUES DE VIDE	119
TABLEAU 3.8 - ESTIMATION DES ANGLES D'ONDULATION DES FIBRES DANS LES PLAQUES UTILISEES	120
TABLEAU 3.9 - RESULTATS EXPERIMENTAUX DE MESURE DE PERMEABILITE SUR LES RENFORTS TRESSÉS	123
TABLEAU 3.10 - PROPRIETES EN TRACTION DE LA MATRICE EPOXY	128

TABLEAU 3.11 - PROPRIETES D'UN PLI A FIBRES UNIDIRECTIONNELLES A 68.5%VOL DE FIBRES DANS LA DIRECTION LONGITUDINALE.....	131
TABLEAU 3.12 - ESTIMATIONS DU MODULE DE TRACTION TRANSVERSAL E_{22} D'UN PLI UNIDIRECTIONNEL DE 68.5%VOL DE FIBRES.....	133
TABLEAU 3.13 - RESISTANCE EN COMPRESSION LONGITUDINALE D'UN PLI UNIDIRECTIONNEL A 68.5%VOL DE FIBRES	135
TABLEAU 3.14 - PROPRIETES EN CISAILLEMENT D'UN PLI UNIDIRECTIONNEL A 68.5%VOL DE FIBRES	136
TABLEAU 3.15 - VALEURS EXPERIMENTALES UTILISEES POUR LA RESOLUTION DU SYSTEME D'EQUATIONS 3.7	139
TABLEAU 3.16 – VALEURS DE ν ET G DES FIBRES ET DE LA MATRICE OBTENUS PAR LA RESOLUTION DU SYSTEME D'EQUATIONS 3.7.....	140
TABLEAU 3.17 - PROPRIETES ELASTIQUES EXPERIMENTALES ET NORMALISEES D'UN PLI UNIDIRECTIONNEL VERRE-EPOXY	143
TABLEAU 3.18 - CONTRAINTES A LA RUPTURE EXPERIMENTALES ET NORMALISEES POUR UN PLI UNIDIRECTIONNEL.....	143
TABLEAU 3.19 - COMPARAISON ENTRE LES PROPRIETES EN TRACTION SUR COMPOSITE A RENFORT TRESSE AVEC LES PREDICTIONS POUR UN STRATIFIE UNIDIRECTIONNEL	149
TABLEAU 3.20 - COMPARAISON ENTRE LA RESISTANCE EN COMPRESSION SUR COMPOSITE A RENFORT TRESSE AVEC LES PREDICTIONS POUR UN STRATIFIE UNIDIRECTIONNEL	152
TABLEAU 3.21 - COMPARAISON ENTRE LE MODULE DE CISAILLEMENT SUR COMPOSITE A RENFORT TRESSE AVEC LES PREDICTIONS POUR UN STRATIFIE UNIDIRECTIONNEL	155
TABLEAU 3.22 - PROPRIETES A L'ECOULEMENT DES PLAQUES A RENFORT TRESSE....	162

LISTE DES SYMBOLES

A_p	Aire de la section du milieux poreux
α	Angle de cisaillement d'un tissu
β	Angle de la perméabilité maximale par rapport à la chaîne
C	Constante de Kozeny
c	Facteur d'ondulation adimensionnel
D	Diamètre de la tresse
d	Distance entre deux croisements de mèches
δ	Amplitude d'ondulation
E_f	Module de Young des fibres
E_m	Module de Young de la matrice
E_{xx}	Module de traction longitudinal d'un composite à renfort tressé
E_{11}	Module de Young longitudinal d'un pli unidirectionnel
E_{22}	Module de Young transversal d'un pli unidirectionnel
Φ	Porosité du milieu fibreux
G_f	Module de cisaillement des fibres
G_m	Module de cisaillement de la matrice
G_{xy}	Module de cisaillement d'un composite à renfort tressé
G_{12}	Module de cisaillement d'un pli unidirectionnel
H_{UR}	Hauteur de l'unité de répétition de la tresse
h	Hauteur de la cavité du moule de perméabilité
K	Conductivité hydraulique
K_σ	Facteur maximal de concentration de contraintes
k	Perméabilité

L_p	Longueur du milieu poreux
L_{UR}	Longueur de l'unité de répétition de la tresse
λ	Période d'ondulation
M_f	Masse par unité de longueur des mèches
M_{vol}	Masse volumique du composite
m_{surf}	Masse surfacique du renfort
μ	Viscosité
N_m	Nombre de mèches dans la tresse
n	Nombre de couches de tresses
ν_f	Coefficient de Poisson des fibres
ν_m	Coefficient de Poisson de la matrice
ν_{xy}	Coefficient de Poisson d'un composite à renfort tressé
ν_{12}	Coefficient de Poisson majeur d'un pli unidirectionnel
ν_{21}	Coefficient de Poisson mineur d'un pli unidirectionnel
Q	Débit volumique
r_f	Rayon des fibres
ρ_f	Masse volumique des fibres
ρ_f	Masse volumique des fibres
ρ_{fluide}	Masse volumique du fluide
ρ_m	Masse volumique de la matrice
S_l	Distance longitudinale entre les mèches
S_t	Distance transversale entre les mèches
σ_{mu}	Contrainte ultime en traction de la matrice
σ_{tTU}	Contrainte ultime en traction transversale d'un pli unidirectionnel
T_v	Vitesse de tressage
t	Épaisseur de la tresse
θ	Angle de tressage
θ_{max}	Angle d'ondulation maximal

V_f	Fraction volumique de fibres
V_f^*	Fraction volumique de fibres estimée
V_{fc}	Fraction volumique de fibres du renfort 0/90° cisailé
$V_{f \text{ normalisation}}$	Taux volumique de fibres de normalisation
$V_{f \text{ réel}}$	Taux volumique de fibres réel d'un échantillon
V_{f0}	Fraction volumique de fibres du renfort 0/90° non cisailé
$V_{\text{macroscopique}}$	Vitesse d'écoulement à l'échelle macroscopique
$V_{\text{microscopique}}$	Vitesse d'écoulement à l'échelle microscopique
V_{vide}	Fraction volumique de vide
W_f	Fraction massique de fibres
W_m	Fraction massique de la matrice

LISTE DES ANNEXES

ANNEXE A : Équations modifiées pour le calcul des modules transversal et de cisaillement d'un pli à fibres unidirectionnelles	184
ANNEXE B : Résumé de la théorie des stratifiés dans le cas symétrique et critères de rupture d'un stratifié	185
ANNEXE C : Calcul et schéma des gabarits de découpage des tresses	194
ANNEXE D : Cales d'ajustement du moule pour chaque condition d'essai de mesure de perméabilité des tresses	196
ANNEXE E : Graphes issus des mesures de la perméabilité des renforts tressés	197
ANNEXE F : Résultats de traction des échantillons epoxy	220
ANNEXE G : Résultats détaillés des essais expérimentaux sur les plis à fibres unidirectionnelles	221
ANNEXE H : Résultats détaillés des essais expérimentaux sur les composites à renforts tressés	222

INTRODUCTION

L'avancement technologique dépend grandement du développement des matériaux. Pendant de nombreuses années, les métaux ont occupé une place prépondérante dans la plupart des projets d'ingénierie. Avec le temps, les exigences devenant de plus en plus élevées, de nouveaux matériaux sont devenus nécessaires pour atteindre de plus hauts niveaux de performance. On a alors eu recours à une ancienne méthode qui consiste à combiner des matériaux de nature différente pour en créer un autre. Ce nouveau matériau est alors appelé « matériau composite ».

Il existe des composites à matrice métallique et céramique. Cependant, les plus utilisés sont à base de polymère renforcé de fibres de verre ou de carbone. Durant les 30 dernières années, cette dernière classe de composites a été le sujet de nombreuses recherches à cause de ses nombreux avantages. Les composites polymères ont une faible densité et de grands rapports résistance/poids et rigidité/poids comparativement aux métaux. Ces propriétés expliquent leur utilisation grandissante comme application structurale dans le domaine de l'aviation où un poids plus faible se traduit en une diminution de la consommation de carburant et donc d'économies. Ils offrent aussi une excellente durabilité et une grande flexibilité de design.

L'introduction des composites a amené de nouvelles méthodes de fabrication et de conception. La multitude de combinaisons type de fibres, type de matrice et taux de fibres de ces matériaux requiert la conception de la structure et du composite de façon simultanée. De plus, leur nature anisotrope complexifie l'analyse mécanique des structures composites.

Les renforts sont généralement de type aléatoire, unidirectionnels, tissés ou même composés de fibres courtes. Le présent mémoire porte cependant sur un type de renfort moins courant: les renforts tressés. Une exploration générale des caractéristiques de ces renforts du point de vue fabrication et conception a été réalisée.

La perméabilité des tresses de fibres de verre mises à plat pour trois angles de tressage et trois taux de fibres chacun a été étudiée. Des plaques verre/epoxy à renfort tressé à $\pm 35^\circ$, $\pm 45^\circ$ et $\pm 50^\circ$ ont ensuite été fabriquées par RTM dans un moule à membrane flexible en vue de la caractérisation mécanique. Des essais de traction, compression et cisaillement ont été effectués sur des échantillons unidirectionnels verre/epoxy pour en connaître les propriétés principales E_{11} , E_{22} , G_{12} et ν_{12} ainsi que les propriétés à la rupture. Ces données ont été incorporées dans la théorie des stratifiés pour prédire les valeurs de E_{xx} , G_{xy} , ν_{xy} et les résistances en traction, compression et cisaillement d'un stratifié unidirectionnel équivalent aux échantillons à renforts tressés testés expérimentalement. La comparaison des valeurs prédites pour un stratifié unidirectionnel et celles obtenues expérimentalement sur des composites à renforts tressés a fait ressortir l'effet de l'entrecroisement et de l'ondulation des mèches sur leur comportement mécanique.

Le présent mémoire est constitué de trois parties principales. Tout d'abord, le premier chapitre porte principalement sur les caractéristiques des renforts tressés en général, leur perméabilité et sur les divers paramètres qui influencent leur comportement mécanique.

Ensuite, les méthodes employées pour la mesure de la perméabilité et des propriétés mécaniques sont décrites au deuxième chapitre ainsi que le procédé de fabrication des plaques à renfort tressé. Par la suite, une évaluation sommaire des renforts tressés et du procédé de fabrication sous membrane flexible est effectuée au troisième chapitre. Les résultats expérimentaux en traction, compression et cisaillement et leur analyse forment aussi ce chapitre.

Finalement, diverses recommandations sont formulées à la lumière des observations faites et des problèmes rencontrés en vue d'une étude plus en profondeur des propriétés des renforts tressés et de leurs composites.

CHAPITRE 1

ÉTUDE BIBLIOGRAPHIQUE

Ce premier chapitre présente en résumé les théories et les résultats publiés dans diverses publications scientifiques. Il forme donc la base à partir de laquelle seront analysées les données expérimentales recueillies lors du présent projet. Trois parties principales composent cette étude bibliographique : la présentation des renforts tressés, leur perméabilité et finalement leur comportement mécanique en traction, compression et cisaillement.

1.1 Renforts tressés

1.1.1 Types de tresses

Les renforts tressés tubulaires sont issus de l'entrecroisement de deux séries de mèches orientées à $\pm \theta$ par rapport à l'axe de la tresse (fig. 1.1). Chaque mèche décrit donc une trajectoire hélicoïdale. La tresse offre une meilleure résistance à la torsion, au cisaillement et à l'impact qu'un tissu $0/90^\circ$ comparable [1]. Afin d'améliorer les propriétés mécaniques en tension selon la direction longitudinale, on incorpore des mèches axiales (fig.1.1(b)). Ces nouvelles tresses ainsi créées portent le nom de tresses triaxiales. Leurs propriétés en compression demeurent tout de même relativement faibles.

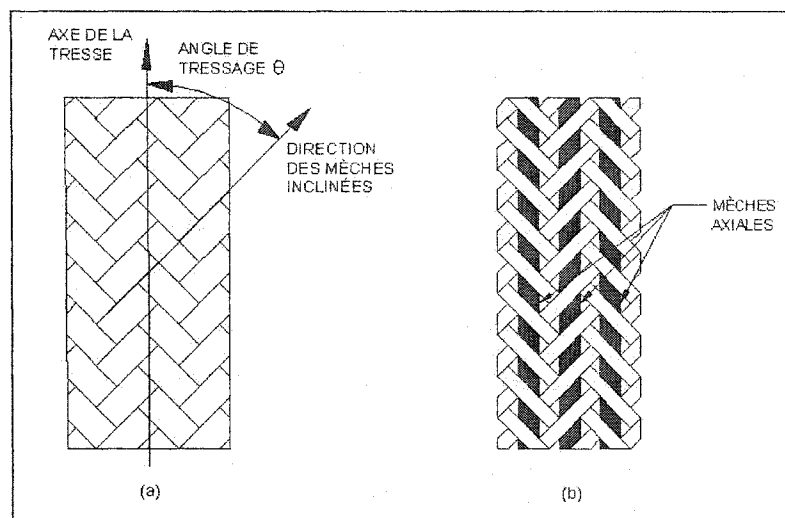


Figure 1.1 - Types de tresses 2-D : (a) tresse biaxiale , (b) tresse triaxiale (réf. [1])

Il existe trois patrons principaux de tressage : diamant (1x1), régulier (2x2) et Hercules (3x3) (fig. 1.2). Dans le patron diamant, une mèche à $+\theta$ passe par-dessus une mèche à $-\theta$ avant de passer sous la suivante et ainsi de suite. Pour les tressages réguliers et Hercules, on entrelacera respectivement une mèche entre des blocs de deux ou trois mèches de la direction opposée. La tresse à patron régulier est de loin la plus répandue.

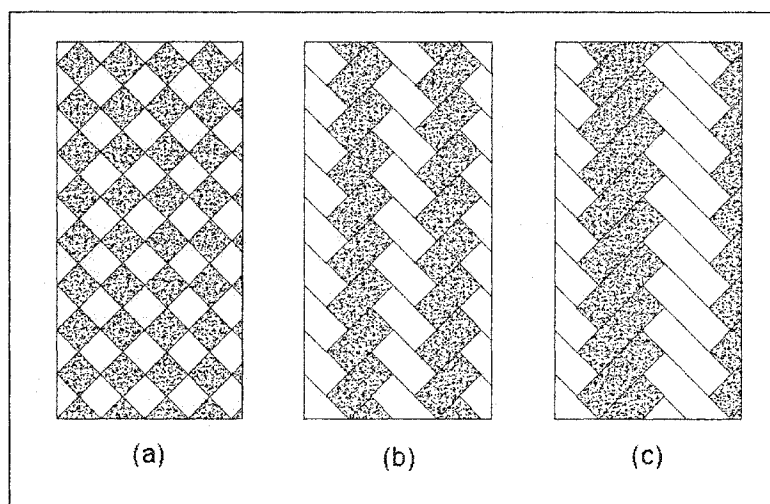


Figure 1.2 - Types de patrons de tressage: (a) diamant, (b) régulier, (c) Hercules (réf. [1])

Il est important de noter que les mèches d'une tresse diamant auront une ondulation plus élevée que dans les autres cas. Cependant, la tresse Hercules offre la moins grande stabilité dimensionnelle à cause du moins grand nombre d'entrecroisements [1]. Ces particularités de l'architecture de la tresse ont une influence sur ses propriétés mécaniques.

De façon générale, les propriétés mécaniques d'un composite à renfort tressé dépendront des paramètres de tressage (architecture, taille des mèches, espacement entre les mèches et fraction volumique de fibres) et des propriétés mécaniques des fibres et de la matrice.

1.1.2 Procédé de tressage

Le principe du procédé de fabrication des renforts tressés tubulaires est fort simple. Deux séries de bobines se déplacent en directions opposées selon une trajectoire sinusoïdale (fig. 1.3) pour produire une séquence de croisements qui forment une tresse tubulaire continue sur un mandrin tel qu'à la figure 1.4. La trajectoire des bobines est légèrement modifiée selon le type de tresse à fabriquer (diamant, régulière ou Hercules). Une autre série de bobines sera utilisée pour la fabrication de tresses triaxiales pour l'incorporation de mèches axiales. Le chariot se déplace longitudinalement au fur et à mesure que la tresse se forme. La tension sur les mèches, réglée grâce à l'anneau de tension, doit être à la fois suffisamment forte pour bien tendre la tresse sur le mandrin et assez faible pour ne pas briser des filaments des mèches [4].

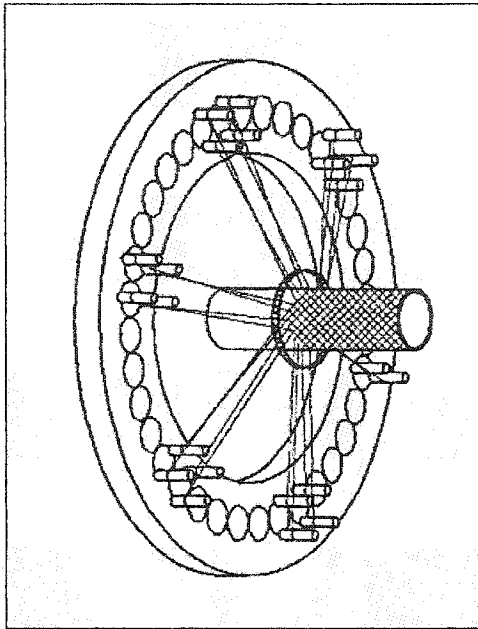


Figure 1.3 - Schéma du procédé de tressage (réf. [3])

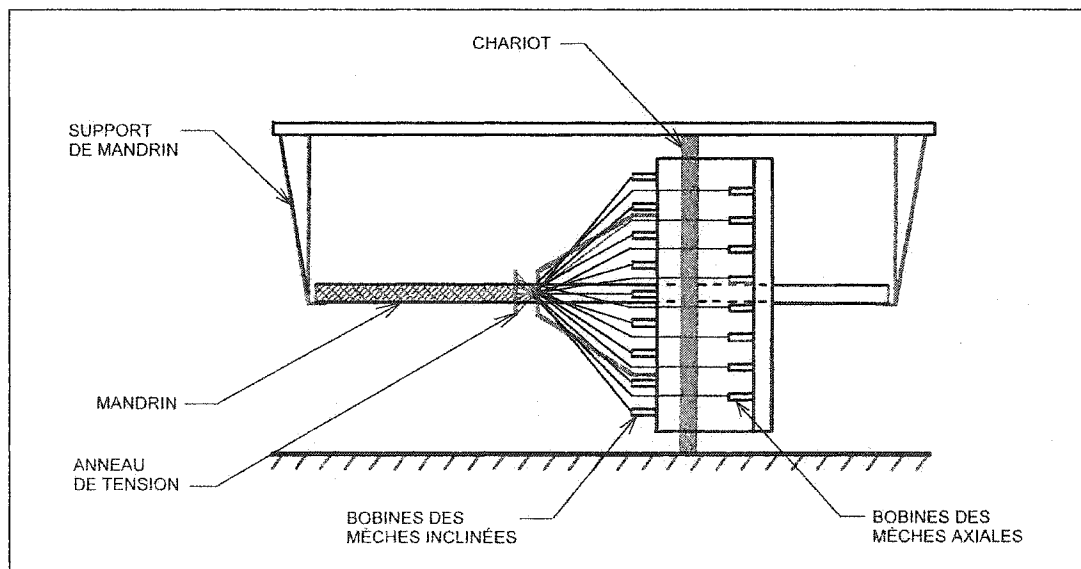


Figure 1.4 - Équipement pour la fabrication de renforts tressés (réf. [5])

Les caractéristiques géométriques principales de la tresse, soient le diamètre et l'angle de tressage, sont facilement ajustables lors du procédé. L'angle de tressage est la résultante de la vitesse de déplacement des bobines sur le chariot et de la vitesse de déplacement longitudinale de ce dernier. À titre indicatif, les bobines peuvent tourner jusqu'à 70 RPM et le déplacement longitudinal du mandrin jusqu'à 48 po/min maximum [5]. Quant au diamètre de la tresse, il correspond au diamètre du mandrin de la machine de tressage.

Il est possible d'utiliser des mandrins à sections variables afin de fabriquer des arbres spéciaux (fig. 1.5). Les mandrins sont fabriqués en aluminium dans la majorité des cas mais, pour de faibles productions ou des formes complexes, on a recours à la mousse rigide ou au plastique qu'on usine aux dimensions voulues. Souvent, pour des pièces à diamètre variable, la tresse sera imprégnée de résine sur le mandrin de tressage qui sera enlevé seulement après la cuisson. Le mandrin doit alors être conçu pour être en mesure de le retirer. Dans la plupart des cas, il est détruit ou dégonflé.

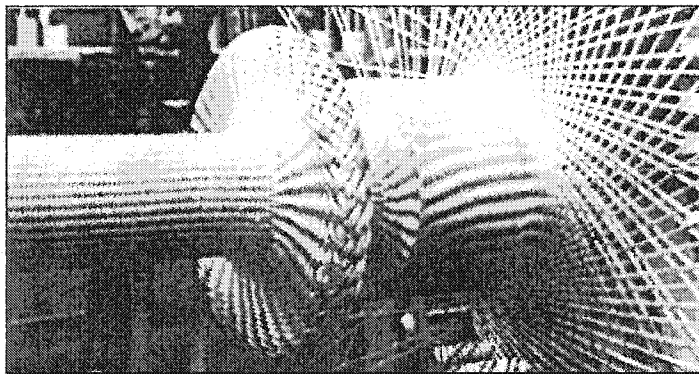


Figure 1.5 - Fabrication d'une tresse à diamètre variable pour un arbre de transmission (réf. [6])

La vitesse de production des tresses est relativement rapide. On produit entre 5 pi/sec et 13 pi/sec de tresse. Cette vitesse est fonction de différents paramètres : le diamètre du mandrin, la vitesse de déplacement longitudinale du mandrin qui impose l'angle d'hélice (tressage) et finalement, la largeur des mèches lorsqu'elles sont serrées sur le mandrin [4]. Ce dernier paramètre dépend de la densité linéaire des mèches et de leur « tortuosité » (tours/m). Une faible torsion fera en sorte que le roving s'aplatira plus et la largeur sera alors plus importante. L'ondulation des fibres est alors plus faible et les propriétés mécaniques se rapprochent donc plus de celle d'un stratifié de couches de fibres unidirectionnelles. On recherche aussi un grand aplatissement des mèches pour l'obtention d'une structure uniforme et la minimisation des vides (augmentation du taux de fibres).

Dans la majorité des cas, les tresses sont construites à partir de mèches de fibres sèches de fibres de verre ou d'aramide [5]. Il est aussi possible d'utiliser des fibres de carbone mais, étant donné leur grande sensibilité au cisaillement, elles nécessitent de plus grandes précautions lors du tressage afin qu'elles ne s'effritent pas. La cadence de production est alors plus faible puisqu'on doit avoir recours à des ajustements plus précis de la machine.

1.1.3 Paramètres influençant les propriétés mécaniques

Les renforts tressés étant de structure complexe, un grand nombre de paramètres influencent leur perméabilité ainsi que leurs propriétés mécaniques. La fraction volumique de fibres, l'architecture de tressage, l'espacement et l'épaisseur des mèches, la densité des fibres dans les mèches sont les facteurs principaux reliés à la perméabilité de ce type de renfort. Ils ont donc un impact direct sur le procédé de mise en forme du composite.

La résistance et la rigidité d'un composite à renfort tressé sont dépendants du taux de fibres, des paramètres de tissage (taille, espacement et ondulation des mèches) ainsi que de la résistance et de la rigidité des fibres et de la matrice [7,8].

Les sections suivantes présentent quelques relations simples permettant d'estimer certains paramètres importants, soient : l'espacement entre les mèches, la géométrie d'ondulation et le taux volumique de fibres.

1.1.3.1 Espacement entre les mèches

L'espacement qui existe entre les mèches d'une tresse biaxiale est illustré à la figure 1.6. Plus cet espacement est élevé, plus le taux volumique de fibres est faible. Il faut donc faire en sorte de le minimiser lors du procédé de tressage afin de maximiser les propriétés mécaniques du composite résultant.

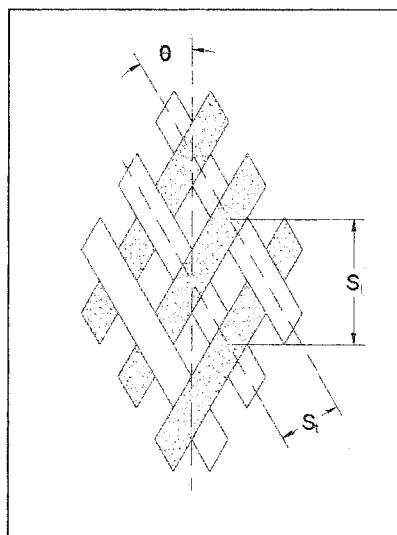


Figure 1.6 - Schéma de l'espacement entre les mèches d'une tresse biaxiale (réf. [9])

Quelques relations ont été développées pour prédire l'espacement entre les mèches en fonction des différents paramètres de tressage [9]. Tout d'abord, l'angle de tressage θ est relié à la vitesse d'avance de la machine de tressage par :

$$\tan \theta = \frac{\pi D}{T_v} \quad (1.1)$$

où :

θ : angle de tressage (radians)
 D : diamètre de la tresse (m)
 T_v : vitesse de tressage (m/tour) (longueur de mandrin couverte par tour)

Ensuite, la distance transversale est estimée grâce à la relation suivante :

$$S_t = \frac{2\pi D}{N_m} \cos \theta \quad (1.2)$$

où :

S_t : distance transversale entre les mèches (m)
 D : diamètre de la tresse (m)
 N_m : nombre de mèches dans la tresse
 θ : angle de tressage (degrés)

Cette dernière expression est utilisée pour connaître le degré de recouvrement du mandrin, qui doit être maximal, et pour anticiper le blocage des mèches qui survient lorsque la distance S_t est égale à la largeur des mèches.

Finalement, l'espacement longitudinal S_l est déterminé par :

$$S_l = \frac{2T_v}{N_m} \quad (1.3)$$

où :

S_l : distance longitudinale entre les mèches (m)

T_v : vitesse de tressage (m/tour) (longueur de mandrin couverte par tour)

N_m : nombre de mèches dans la tresse

1.1.3.2 Géométrie d'ondulation

L'ondulation des mèches a un impact très important sur plusieurs propriétés mécaniques des composites à renforts tressés. Il est donc important de connaître la sévérité de l'ondulation. Trois paramètres principaux caractérisent l'ondulation : la période λ , l'amplitude δ et l'angle d'ondulation maximal θ_{\max} (fig 1.7).

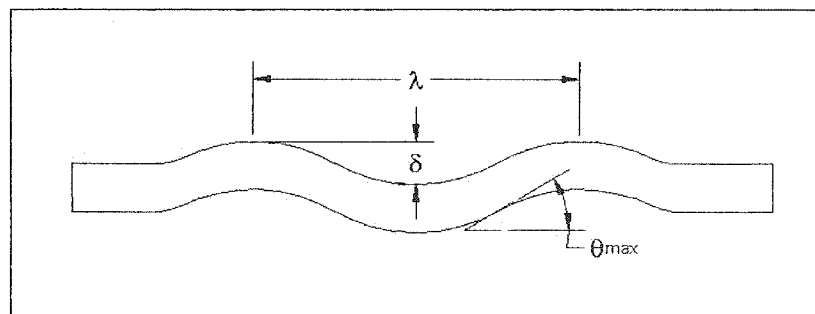


Figure 1.7 - Définition des paramètres d'ondulation d'une mèches (réf. [10])

Les trois paramètres précédents sont reliés entre eux par la relation [10] :

$$\theta_{\max} = \tan^{-1} \left(\pi \frac{\delta}{\lambda} \right) \quad (1.4)$$

où :

θ_{\max} : angle maximal d'ondulation

δ : amplitude d'ondulation

λ : période

1.1.3.3 Estimation du taux de fibres

Le paramètre principal influençant la perméabilité d'un renfort et les propriétés mécaniques d'un composite est très certainement le taux volumique de fibres. Il est possible de le calculer à partir des caractéristiques du renfort tressé. On peut le déterminer par [9] :

$$V_f = \frac{2M_f}{S_t \rho_f t} \quad (1.5)$$

où :

M_f : masse par unité de longueur des mèches (kg/m)

ρ_f : masse volumique des fibres (kg/m³)

t : épaisseur de la tresse (m)

S_t : distance transversale entre les mèches (m)

La relation qui suit permet aussi de déterminer le taux volumique de fibres d'une tresse biaxiale en tenant compte de son ondulation [11].

$$V_f = \frac{n}{\rho_f t d} \left(\frac{2c}{M_f \cos \theta} \right) \quad (1.6)$$

où :

- V_f^* : fraction volumique estimée
- n : nombre de couches de tresses
- ρ_f : masse volumique des fibres (kg/m^3)
- t : épaisseur (m)
- d : distance entre deux croisements perpendiculairement à l'axe de la tresse (m)
- c : facteur d'ondulation adimensionnel
- M_f : masse par unité de longueur des mèches (kg/m)
- θ : angle de tressage (degrés)

Le facteur d'ondulation c est défini comme étant le rapport entre la longueur ondulée de la mèche sur la longueur qu'elle couvre selon sa direction principale.

1.2 Perméabilité des renforts tressés

1.2.1 Loi de Darcy

Dans le procédé RTM, l'injection de la résine est similaire à l'écoulement d'un fluide dans un milieu poreux. On appelle matrice d'un milieu poreux le matériau dans lequel les micro-vides (ou pores) sont situés et à travers lesquels le fluide circule. Il est cependant important de ne pas confondre la matrice du milieu poreux avec celle du composite. En effet, la matrice du milieu poreux est en réalité le renfort fibreux et la matrice du composite, liquide lors de l'injection, est le fluide contenu dans le milieu poreux.

Le milieu poreux est caractérisé par la manière dont les pores sont interconnectés dans la matrice (renfort) ainsi que par leur localisation, leur taille et leur forme. L'écoulement de la résine à travers le renfort est différent selon la nature de celui-ci: renfort unidirectionnel, tissé, tressé ou aléatoire (mat).

H. Darcy, lors de l'étude de l'approvisionnement en eau potable de la ville de Dijon en 1856, a établi un modèle qui décrit l'écoulement d'un fluide visqueux newtonien dans un milieu poreux qu'on appelle maintenant communément « loi de Darcy ». Cette loi a d'abord été énoncée de la façon suivante [12] :

$$Q = \frac{K A_p \Delta h}{L_p} \quad (1.7)$$

où :

Q : débit volumique (m^3/s)

K : conductivité hydraulique (m/s)

A_p : aire de la section (m^2)

L_p : longueur du milieu poreux (m)

$\Delta h = \Delta z + \frac{\Delta p}{\rho} = h_1 - h_2$: variation de la hauteur d'eau du piézomètre (m)

Malheureusement, l'équation 1.7 est difficilement applicable car la conductivité hydraulique K dépend des propriétés du fluide, de la structure des pores ainsi que de la température. Les propriétés du fluide (densité et viscosité) dépendent aussi de la température. Afin de pallier à ce problème, on reformule la conductivité hydraulique K de la façon suivante :

$$K = \frac{k \rho_{\text{fluide}} g}{\mu} \quad (1.8)$$

où :

k : perméabilité intrinsèque dépendant seulement de la structure des pores et non de la température

g : accélération gravitationnelle

ρ_{fluide} : densité du fluide

μ : viscosité du fluide

En utilisant cette dernière expression, la loi de Darcy est reformulée de la façon suivante en trois dimensions :

$$\bar{V} = -\frac{[k]}{\mu} \nabla p \quad (1.9)$$

ou bien :

$$\begin{bmatrix} v_x \\ v_y \\ v_z \end{bmatrix} = -\frac{1}{\mu} \begin{bmatrix} k_{xx} & k_{xy} & k_{xz} \\ k_{yx} & k_{yy} & k_{yz} \\ k_{zx} & k_{zy} & k_{zz} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \frac{\partial p}{\partial x} \\ \frac{\partial p}{\partial y} \\ \frac{\partial p}{\partial z} \end{bmatrix} \quad (1.10)$$

où k_{ij} ($i, j = x, y$ ou z) sont les composantes du tenseur de perméabilité.

Les directions x et y se situent dans le plan du renfort tandis que la direction z est toujours orientée selon l'épaisseur (fig. 1.8).

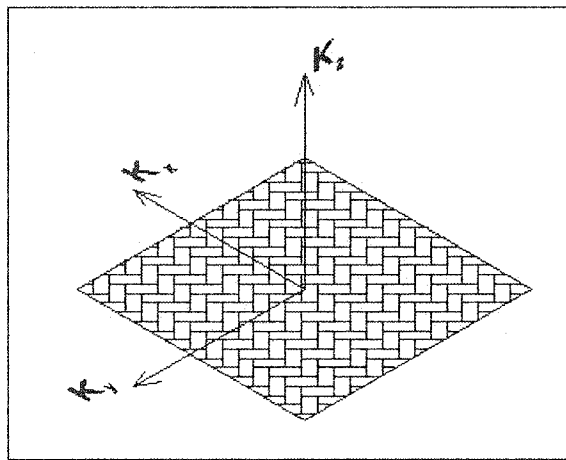


Figure 1.8 - Directions principales de perméabilité d'un renfort

Cependant, puisque dans la majorité des pièces moulées, l'épaisseur est beaucoup plus faible que les dimensions des surfaces, il est acceptable de formuler la loi de Darcy pour un écoulement en deux dimensions en négligeant la perméabilité selon l'axe z :

$$\begin{bmatrix} v_x \\ v_y \end{bmatrix} = -\frac{1}{\mu} \begin{bmatrix} k_{xx} & k_{xy} \\ k_{yx} & k_{yy} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \frac{\partial p}{\partial x} \\ \frac{\partial p}{\partial y} \end{bmatrix} \quad (1.11)$$

Finalement, dans certains cas, un écoulement en une dimension est suffisant :

$$v = -\frac{k}{\mu} \frac{dp}{dx} \quad (1.12)$$

1.2.2 Perméabilité des renforts anisotropes

La perméabilité que l'on retrouve dans la loi de Darcy, représente physiquement le volume de fluide de viscosité unitaire qui passe à travers une section transversale unitaire du milieu par unité de temps lorsqu'on applique un gradient de pression égal à un. Elle représente donc la facilité avec laquelle le fluide peut se déplacer à travers un milieu poreux sous l'effet d'un gradient de pression. Donc, pour un même gradient de pression, le fluide se déplacera plus rapidement à travers un milieu de perméabilité élevée qu'à travers un milieu dont la perméabilité est plus faible.

La perméabilité est influencée par l'architecture du renfort : la taille des pores, la rugosité, la « tortuosité » et la longueur des canaux formés de pores interconnectées. Ces facteurs dépendent de la pression de compaction, du taux de fibres, de l'architecture des mèches, de l'épaisseur de la pièce et de la séquence d'empilement [13].

Selon le type de préforme, le tenseur de perméabilité ne s'exprimera pas de la même manière. Afin de démontrer l'influence des propriétés de la préforme sur l'expression du tenseur de perméabilité, on a recours à la loi de Darcy en deux dimensions.

Dans ce cas, tenseur de perméabilité s'exprime par :

$$k = \begin{bmatrix} k_{xx} & k_{xy} \\ k_{yx} & k_{yy} \end{bmatrix} \quad (1.13)$$

Il a été démontré que ce tenseur de perméabilité est symétrique pour un milieu anisotrope, c'est-à-dire que $k_{xy} = k_{yx}$. Les renforts tissés et tressés sont anisotropes étant donné que l'orientation de leurs fibres n'est pas aléatoire.

Souvent, les perméabilités principales, notées k_1 et k_2 , ne sont pas évidentes à déterminer. Par exemple, pour les renforts tissés, les perméabilités principales dans le plan suivent rarement la chaîne et la trame contrairement à ce qu'on pourrait croire. La figure 1.9 illustre les directions principales des perméabilités et celles des fibres du tissu.

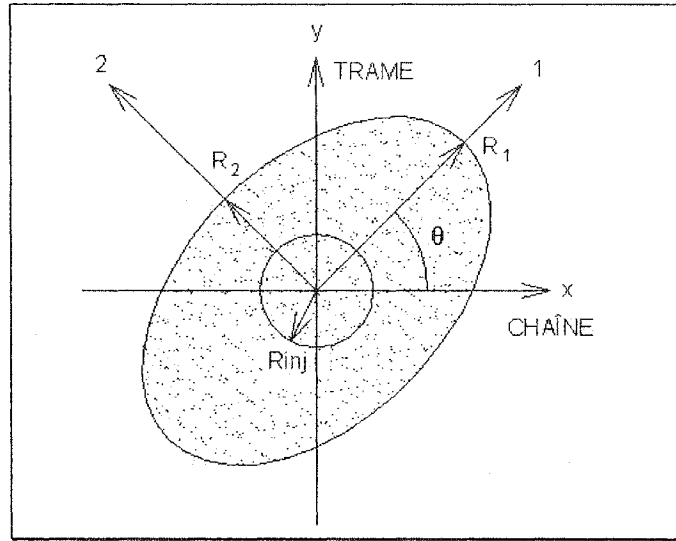


Figure 1.9 - Perméabilités principales d'un tissu 0/90° (réf. [14])

Il est possible de relier le tenseur de perméabilité 1.13 exprimé dans un référentiel orienté selon la chaîne et la trame du tissu et les perméabilités principales k_1 et k_2 communément utilisées en appliquant une rotation des systèmes d'axes :

$$\begin{bmatrix} k_{xx} & k_{xy} \\ k_{yx} & k_{yy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \cos\theta & -\sin\theta \\ \sin\theta & \cos\theta \end{bmatrix}^T \begin{bmatrix} k_1 & 0 \\ 0 & k_2 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \cos\theta & -\sin\theta \\ \sin\theta & \cos\theta \end{bmatrix} \quad (1.14)$$

Dans le cas d'un tissu isotrope (les mats, par exemple), où la perméabilité est la même dans toutes les directions du plan, le tenseur s'exprime de la façon suivante :

$$k = k \begin{bmatrix} 1 & 0 \\ 0 & 1 \end{bmatrix} \quad (1.15)$$

Dans le cas des préformes textiles, la valeur de la perméabilité est surtout influencée par la fraction volumique des fibres, V_f , ainsi que par leur orientation. Par exemple, pour une même fraction volumique, un tissu dont la chaîne (fils parallèles à la longueur du tissu dans le sens de déroulement du rouleau) et la trame sont à 90° aura une plus grande perméabilité qu'une structure désordonnée telle qu'un mat où l'orientation est aléatoire. La figure 1.10 illustre cette situation.

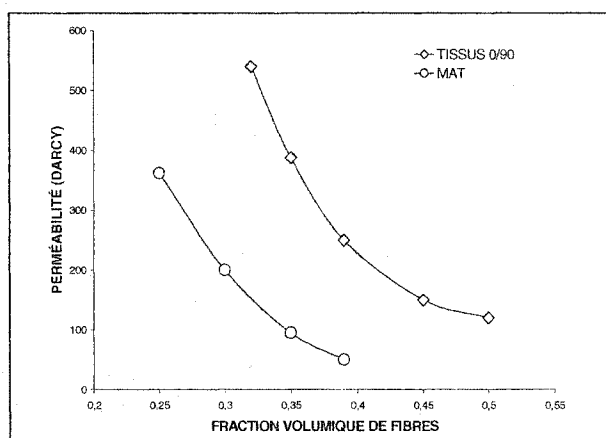


Figure 1.10 - Effet de la fraction volumique de fibres sur la perméabilité de différentes architectures de renforts (réf. [15])

En général, on tracera la perméabilité en fonction de la porosité tel qu'à la figure suivante, où la porosité est égale à $1 - V_f$, V_f étant le taux de fibres.

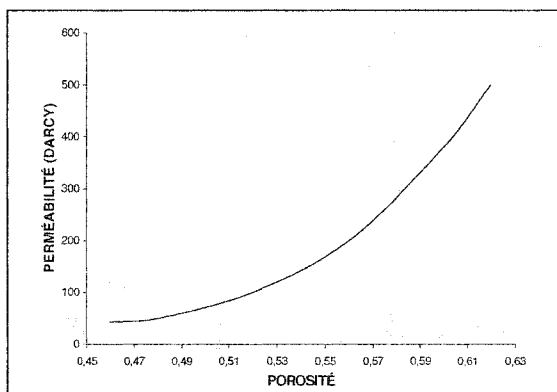


Figure 1.11 - Perméabilité en fonction de la porosité pour un renfort bidirectionnel (réf. [15])

1.2.3 Méthodes de mesure

1.2.3.1 Méthode bidirectionnelle

La première méthode de mesure de la perméabilité est dite bidirectionnelle car elle permet de déterminer les deux perméabilités principales dans le plan du tissu en un seul essai. À cette fin, on injecte un fluide de viscosité connue au centre d'un moule soit à pression constante, soit à débit constant. Au niveau du point d'injection, on perce un trou dans les couches de renfort pour éviter une compaction locale des fibres au niveau du tube d'injection et favoriser l'imprégnation de toutes les couches simultanément.

Tout au long de l'essai, on mesure la pression à l'entrée et on enregistre l'avancée du front à différents temps à l'aide d'une caméra (fig.1.12) pour être éventuellement en mesure de calculer la vitesse d'écoulement. La vitesse du front, la pression d'injection et la viscosité du fluide étant connus, on calcule la perméabilité dans les directions désirées à l'aide de la loi de Darcy.

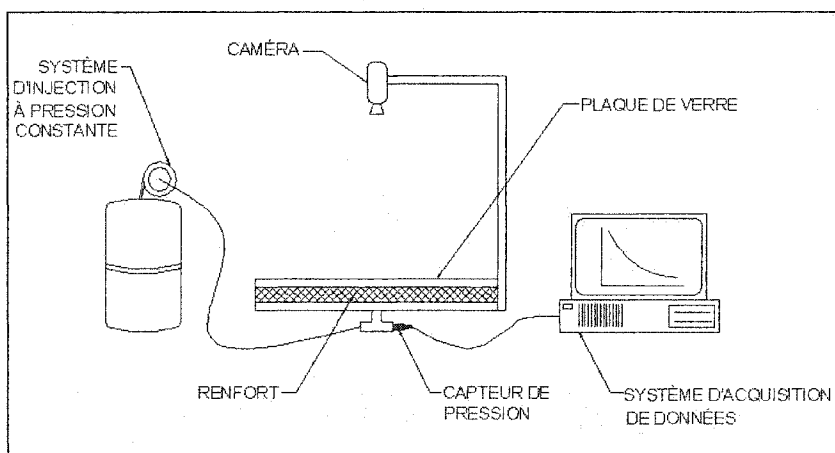


Figure 1.12 - Montage de mesure bidirectionnelle

Lors de cet essai, on obtient un front elliptique si le tissu est anisotrope, donc les perméabilités principales dans les directions 1 et 2 sont différentes tel qu'illustré à la figure 1.13. Cependant, si le tissu est isotrope comme dans le cas d'un mat, le front sera circulaire puisque le fluide se déplace à la même vitesse dans toutes les directions.

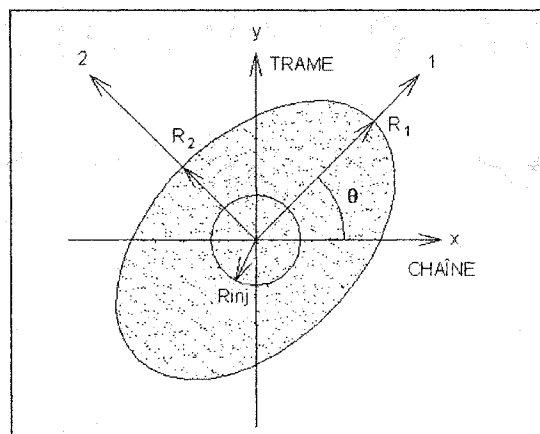


Figure 1.13 - Front elliptique d'un renfort anisotrope lors d'une mesure bidirectionnelle (réf. [14])

En plus de permettre la détermination des deux perméabilités principales en un seul essai, cette méthode offre aussi l'avantage d'éliminer les effets de bord puisque l'injection se fait par le centre du tissu. Cependant, le temps de calcul nécessaire pour déterminer les perméabilités est relativement long. De plus, on doit souvent approximer le front réel par une méthode de moindres carrés puisqu'il n'est jamais parfaitement elliptique. Cette étape contribue à diminuer la précision du résultat obtenu et rend la mesure radiale difficilement reproductible.

1.2.3.2 Méthode unidirectionnelle

La mesure de la perméabilité par la méthode unidirectionnelle consiste en un moule rectangulaire dans lequel on dépose le renfort à caractériser. La cavité est recouverte d'une plaque de verre pour permettre d'observer l'avancement du front lors de l'essai. À une extrémité du moule, on injecte le fluide à pression ou à débit constant de façon à ce que l'écoulement se produise dans le renfort avec un front rectiligne (fig. 1.14).

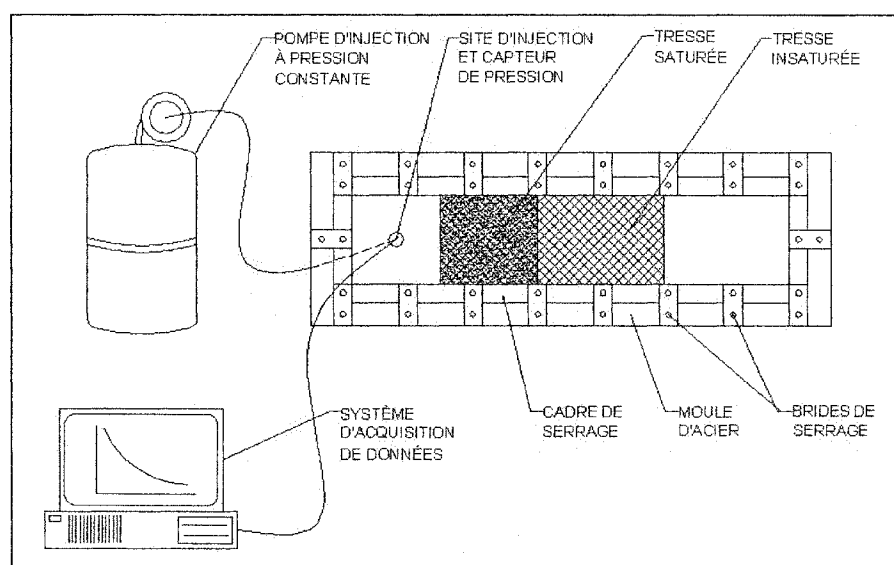


Figure 1.14 - Montage de mesure unidirectionnelle

Afin d'évaluer correctement une perméabilité unidirectionnelle, on doit s'assurer que certaines précautions sont respectées. Le moule rectangulaire expérimental doit être suffisamment large afin d'être en mesure de pouvoir négliger l'effet de bord. De plus, la cavité doit posséder une longueur suffisante pour permettre l'établissement d'un écoulement stable unidirectionnel avec un front rectiligne perpendiculaire à la direction de l'écoulement. Afin d'obtenir un front rectiligne dès que le fluide arrive en contact avec la préforme, on laisse généralement un espace égal à la demi-largeur de la cavité entre le tube d'injection et le renfort.

Finalement, quand le renfort est anisotrope, il est important de bien aligner les axes principaux du tissu (chaîne et trame) parallèlement au support rectangulaire du moule.

Lors de l'essai, au passage du front à différentes positions marquées sur la plaque de verre, on enregistre la pression d'injection, le temps de passage et la position correspondante. La vitesse du front dans le temps est ensuite calculée pour déterminer la perméabilité du renfort dans la direction de l'écoulement. La pression varie en général linéairement entre point d'injection (pression d'injection) et le front (pression nulle). Le fluide s'écoule alors rapidement au début de l'essai quand le gradient de pression est plus élevé pour ensuite ralentir.

Cette méthode présente plusieurs avantages. En effet, les résultats sont fiables et reproductibles, l'équipement est relativement simple et il est possible d'effectuer les mesures avec une injection à pression constante ou à débit constant tout comme dans la situation réelle de fabrication du composite. De plus, non seulement est-il possible de déterminer les valeurs des perméabilités principales, mais on peut aussi estimer la précision des mesures. Cependant, contrairement à la méthode bidirectionnelle, seulement une perméabilité est déterminée par expérimentation. Il est donc nécessaire d'effectuer trois expérimentations dans différentes directions pour être en mesure de connaître les directions principales et les perméabilités dans le plan du renfort. À l'aide des trois perméabilités obtenues ainsi que leur direction correspondante, on peut reconstituer l'ellipse d'un écoulement à injection centrale pour en déduire les perméabilités principales et leur direction. Même si plus d'essais sont nécessaires que pour la méthode bidirectionnelle, il est tout de même plus rapide de procéder de cette façon étant donné que le temps de calcul des perméabilités

est beaucoup plus faible, mais surtout parce que la méthode bidirectionnelle ne s'est pas avérée suffisamment fiable en terme de reproductibilité des mesures.

1.2.3.3 Essais transitoires et permanents

La mesure de perméabilité peut se faire sur un renfort déjà imprégné du fluide de mesure (saturé) ou à sec (insaturé). Dans ce premier cas, on dira que l'essai est réalisé en régime transitoire alors qu'on essaie généralement d'atteindre le régime permanent dans le premier cas. La perméabilité sur un renfort saturé est toujours plus importante que sur un même renfort insaturé. Cette différence s'explique par le changement de l'angle de contact entre le fluide et les fibres [13].

1.2.3.4 Fluides de mesure

Il n'y a pas de fluide spécifique requis pour effectuer des mesures de perméabilité. On opte en général pour de l'huile de silicone, une huile minérale ou encore le sirop de maïs. L'huile SAE30 possède la particularité d'avoir une viscosité de 0.3 Pa.s à 25°C, ce qui est très près de la viscosité des résines RTM. On évite les résines polymères parce qu'elles contiennent des solvants qui peuvent endommager le moule de mesure.

Étant donné que le fluide peut avoir dans certaines conditions une influence sur la perméabilité, on essaiera autant que possible d'en sélectionner un qui possède les propriétés les plus proches de la résine réelle injectée lors du procédé de fabrication.

1.2.4 Mécanismes d'écoulement dans un renfort fibreux

L'écoulement à l'intérieur d'un renfort se produit dans deux milieux distincts : à l'intérieur des mèches (échelle microscopique) constituant le renfort et entre ces mêmes mèches (échelle macroscopique). Dans le premier cas, le fluide avance sous l'effet des forces capillaires alors que dans le second cas, c'est la pression appliquée qui met le fluide en mouvement [13]. Dans le cas du procédé RTM où les pressions d'injection se situent entre 1 bar et 25 bars, l'écoulement macroscopique domine. La résine se déplace alors plus rapidement entre les mèches qu'à l'intérieur de celles-ci. Ceci entraîne l'emprisonnement d'air dans le moule et éventuellement la création de vides qui affecteront les propriétés mécaniques de la pièce. En résumé, en fonction de l'intensité du débit utilisé, on aura les conditions d'écoulement suivantes [13] :

$$\begin{aligned} Q \text{ faible : } & V_{\text{microscopique}} > V_{\text{macroscopique}} \\ Q \text{ moyen : } & V_{\text{microscopique}} = V_{\text{macroscopique}} \\ Q \text{ élevé : } & V_{\text{microscopique}} < V_{\text{macroscopique}} \end{aligned}$$

La valeur de la perméabilité mesurée est affectée par l'intensité du débit en raison du type d'écoulement qui sera dominant. À débit moyen, il n'y a aucun écoulement dominant; tout l'espace entre les mèches et les fibres est disponible au fluide. Cependant, si on augmente le débit, seulement l'espace entre les mèches est réellement utilisé, ce qui diminue la section disponible au fluide et influence alors la perméabilité.

1.2.5 Perméabilité des renforts cisailés

Dans le procédé de mise en forme RTM, le renfort doit épouser la forme du moule et à cette fin, on lui fait subir un cisaillement. Le renfort étant ainsi déformé par rapport à sa configuration initiale, son architecture est modifiée et ceci affecte directement sa perméabilité.

Les mécanismes qui influencent directement la perméabilité d'un renfort cisailé sont présentés dans les sections suivantes. Compte tenu du nombre très restreint d'études réalisées sur les tresses, on s'attardera dans cette section sur le cas d'une architecture très similaire, le renfort à $0/90^\circ$. La seule différence entre ce type de renfort et les tresses est l'angle entre les deux réseaux de fibres. Cependant, lorsqu'il est cisailé, le renfort tissé $0/90^\circ$ possède une architecture identique à une tresse de même unité répétitive.

1.2.5.1 Perméabilité d'un renfort $0/90^\circ$ cisailé

Une injection centrale dans un renfort tissé produit un front d'écoulement elliptique en raison de la structure anisotrope du tissu. Comme mentionné précédemment, cette ellipse est rarement parfaitement orientée selon la chaîne et la trame du tissu, mais fait plutôt un angle β par rapport à ces derniers (fig. 1.15). Les perméabilités principales k_1 et k_2 suivent les axes principaux de cette ellipse. Lors du cisaillement, les mèches d'une des deux directions (chaîne ou trame) tournent d'un angle α (fig 1.15). Il a été démontré par Hammami et al. que l'angle β est toujours supérieur à l'angle de cisaillement α [16].

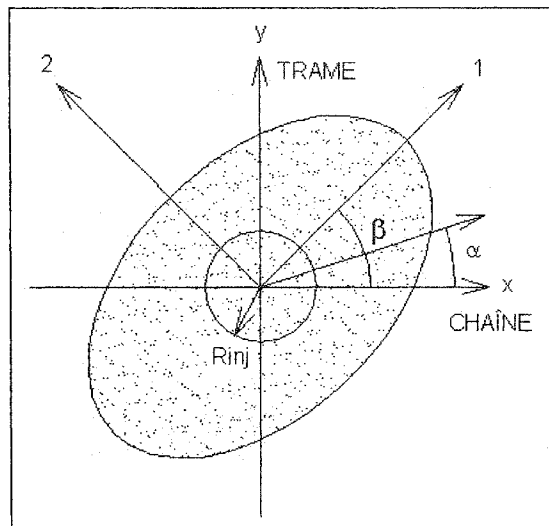


Figure 1.15 - Orientation du front après le cisaillement d'un renfort anisotrope (réf. [16])

La rotation des directions principales de l'écoulement par le cisaillement a pour effet d'augmenter k_1 et de diminuer k_2 comme le démontrent les figures 1.16 et 1.17.

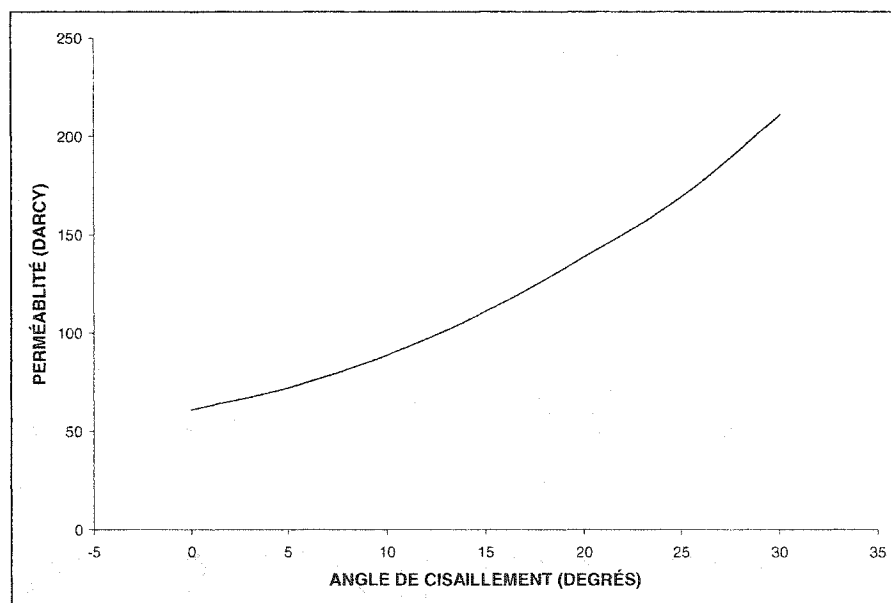


Figure 1.16 - Perméabilité k_1 en fonction de l'angle de cisaillement d'un renfort 0/90° pour un taux de fibres constant (réf. [16])

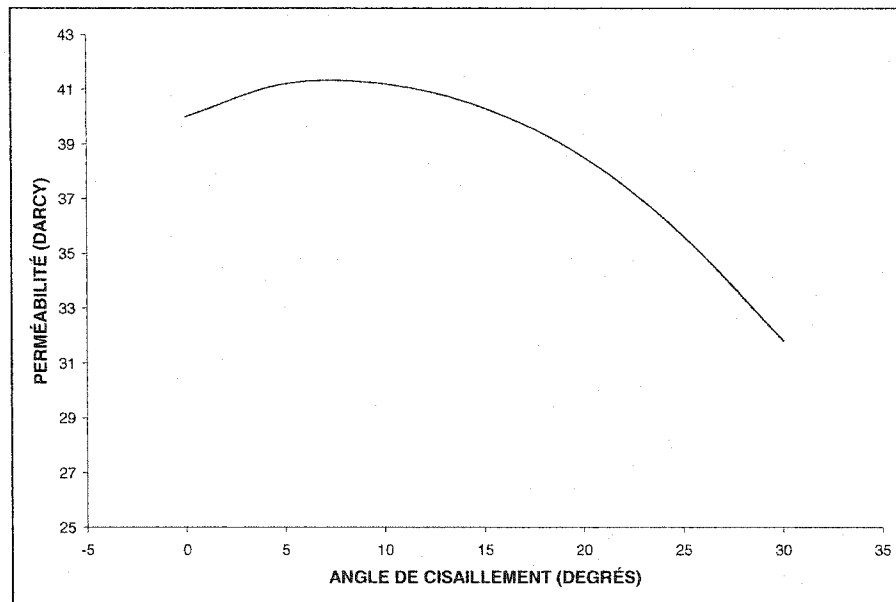


Figure 1.17 - Perméabilité k_2 en fonction de l'angle de cisaillement d'un renfort 0/90° pour un taux de fibres constant (réf. [16])

En combinant les graphes précédents, on peut tracer la courbe de k_1/k_2 en fonction de l'angle de cisaillement pour remarquer que plus le renfort est cisailé, plus il a un caractère fortement anisotrope [16] (fig. 1.18).

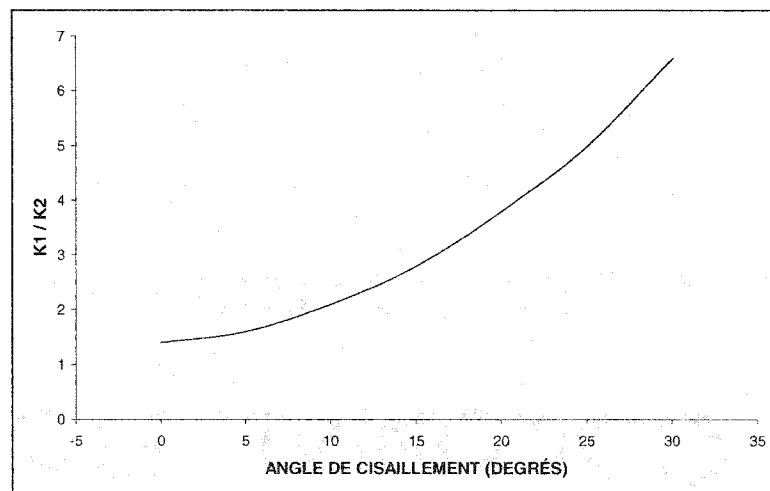


Figure 1.18 - Rapport k_1/k_2 en fonction de l'angle de cisaillement pour un taux de fibres constant (réf. [16])

Lors du cisaillement, les mèches se rapprochent de plus en plus les unes des autres, entraînant une augmentation linéaire de la masse surfacique du tissu selon $1/\cos\alpha$. Cette relation linéaire n'est cependant plus valide lorsqu'on dépasse l'angle de blocage en cisaillement, c'est-à-dire lorsque les mèches sont rapprochées au maximum [17]. Au-delà de cet angle, le renfort ondule s'il n'est pas comprimé, ce qui modifie grandement son architecture et par le fait même, sa perméabilité.

L'accroissement de la fraction volumique de fibres par cisaillement a deux conséquences principales. Tout d'abord, la pression interstitielle dans les mèches augmente et favorise ainsi l'écoulement parallèle à leur direction. Par contre, la diminution de l'espacement entre les mèches nuit à l'écoulement perpendiculaire à celles-ci [18]. D'une manière générale, quand le taux de fibres augmente la perméabilité mesurée diminue. Or le taux de fibres augmente avec le cisaillement. Il est donc naturel que la perméabilité diminue avec le cisaillement.

L'orientation des fibres joue aussi un très grand rôle dans la valeur de la perméabilité mesurée. On peut modéliser les espaces entre les mèches comme des canaux dans lesquels circule le fluide. Plus on cisaille le renfort, plus on oriente les canaux vers la direction k_1 et plus on les rend perpendiculaires de la direction k_2 . Il en résulte alors un accroissement de k_1 et une baisse de k_2 avec l'angle de cisaillement α [17].

1.2.6 Modèles de perméabilité

1.2.6.1 Renforts unidirectionnels

La connaissance de la perméabilité d'un renfort nécessite la réalisation de plusieurs essais en laboratoire, ce qui est relativement coûteux. Chaque nouveau tissu doté d'une architecture particulière doit être caractérisé. Afin de pallier à ce problème, plusieurs chercheurs ont proposé des modèles de perméabilité pour des écoulements newtoniens à travers différents milieux poreux fibreux. Le modèle le plus connu est celui de Kozeny-Carman qui considère le milieu poreux comme étant un ensemble de cylindres parallèles [15]. Il établit une relation entre la perméabilité et la porosité du milieu fibreux pour un écoulement dans la direction des fibres à l'aide de la relation suivante:

$$k = \frac{r_f}{4C} \frac{\Phi^3}{V_f^2} \quad (1.16)$$

où :

- k : perméabilité (m^2)
- C : constante de Kozeny (m^{-1})
- r_f : rayon des fibres (m)
- V_f : fraction volumique de fibres
- $\Phi = 1 - V_f$: porosité du milieu fibreux

Malheureusement la capacité de prédire avec précision la perméabilité grâce à ce modèle est très limitée. En effet, la structure de la préforme est idéalisée en supposant que le rayon des fibres est constant et que la distribution des fibres est uniforme. En réalité, un renfort fibreux ne possède pas ces caractéristiques. De plus, l'équation prévoit un écoulement perpendiculaire même quand le taux de fibres est tellement élevé que cet écoulement est inexistant dans la réalité.

Les écarts entre le modèle théorique et la réalité fait donc en sorte que la constante de Kozeny théorique diffèrera de la valeur obtenue expérimentalement comme le démontre la figure 1.19.

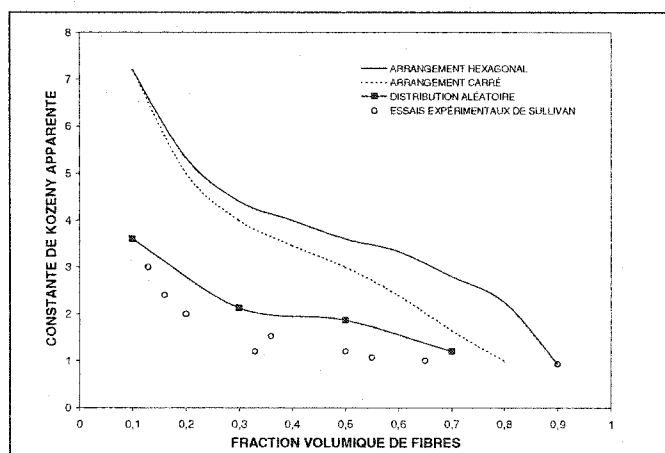


Figure 1.19 - Constante de Kozeny apparente en fonction du taux volumique de fibres (réf. [15])

On remarque que les prédictions théoriques se rapprochent d'autant plus des valeurs expérimentales que la fraction volumique de fibres augmente. Donc, la relation Kozeny-Carman est plus fiable pour les taux de fibres élevés. Ceci est dû au fait que pour une grande fraction volumique, il y a moins de chances que les fibres soient distribuées de manière irrégulière que pour une faible fraction. Lundström et Gebart [19] ont étudié l'impact de la variation du diamètre des fibres, de l'omission de fibres et de l'irrégularité de leur arrangement à l'intérieur d'une mèche sur l'écoulement parallèle et perpendiculaire au réseau de fibres unidirectionnelles. Cette analyse permet de comprendre l'impact de l'irrégularité des mèches du renfort sur sa perméabilité.

1.2.6.2 Renforts tissés

Plusieurs modèles sont développés pour éviter d'avoir à mesurer en laboratoire la perméabilité de chaque renfort. Un modèle efficace diminuerait ainsi les coûts et le temps nécessaire à la mise en production d'un nouveau produit. Au cours des dernières années, en partie à cause de la plus grande utilisation du procédé RTM, un grand nombre de méthodes théoriques pour déterminer la perméabilité ont été publiées. Quelques-unes sont brièvement présentées dans les lignes qui suivent.

Shih et Lee [20] ont modélisé la portion poreuse du renfort à l'aide de pores de différentes tailles reliées en parallèle ou en série. En combinant ce modèle à l'équation de Kozeny-Carman, on obtient la perméabilité du renfort. Ce modèle n'est cependant pas fondé sur l'architecture du renfort et les constantes de Kozeny, déterminées expérimentalement, doivent être connues préalablement.

Un modèle spécifique de perméabilité des renforts tissés a été mis au point par Simacek et Advani [21]. Le tissu est séparé en pores et en fibres. L'écoulement à travers les pores est décrit à l'aide des équations de Stokes tandis que l'équation de Darcy est utilisée pour l'écoulement dans le milieu fibreux. Reliant ces deux régions par des conditions frontières adéquates, on détermine la valeur de la perméabilité. Ce modèle ne permet pas de calculer la perméabilité des renforts déformés en cisaillement ou en compression.

Le modèle unidimensionnel de Yu et Lee [22] prend en considération la compression du renfort développé à partir de la géométrie de son unité répétitive de base. Entre les mèches, l'équation de Stokes en une dimension décrit l'écoulement tandis qu'à l'intérieur des mèches on a recours à l'équation de Brinkman. La déformation du renfort est reliée au modèle de perméabilité

proposé via sa géométrie. Ce modèle a démontré une bonne précision sur une bonne gamme de porosités.

1.3 Comportement mécanique

Très peu d'études ont porté sur le comportement mécanique des tresses biaxiales. Des géométries de renforts semblables, soient les renforts tissés 0/90° et tressés triaxiaux sont étudiées dans les sections qui suivent. À quelques reprises, il y a référence au comportement des composites à fibres unidirectionnelles lorsque cela est jugé utile pour l'analyse ultérieure des résultats expérimentaux.

1.3.1 Distribution de la charge dans le renfort

1.3.1.1 Déformations

Masters et al. [23] ainsi que Naik et al. [24] ont observé la distribution des déformations dans des composites carbone-epoxy renforcés des tresses 2x2 triaxiales chargés en traction à l'aide de l'interférométrie de Moiré. La figure 1.20 montre les déplacements résultants dans une tresse triaxiale soumise à un chargement transversal. Le chargement transversal d'une tresse triaxiale représente mieux une tresse biaxiale étant donné qu'il n'y a pas de mèches dans la direction d'application de la charge.

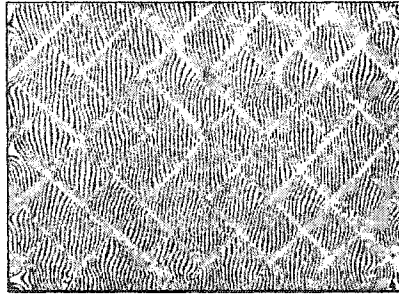


Figure 1.20 - Interférométrie de Moiré sur un échantillon $[0/\pm 45]$ en traction transversale (réf. [24])

Plus les franges de l'interférométrie sont rapprochées, plus le déplacement est faible. On remarque que la déformation dans les zones d'entrecroisement des mèches est plus faible que la déformation nominale. Les déformations suivent donc une distribution cyclique qui correspond au patron de tressage. Cependant, puisque les unités de répétition de la tresse à la surface ne sont pas parfaitement alignées avec les unités des tresses sous-jacentes, la distribution cyclique des déformations n'est pas conservée à travers l'épaisseur du composite [23].

Lors d'un chargement en traction, en plus des déformations normales, de grandes déformations en cisaillement sont présentes comme en témoigne le changement brusque de direction des franges à la figure 1.21. Ces déformations sont le résultat de la tendance des mèches adjacentes à se déplacer les unes par rapport aux autres pendant le chargement. Ce déplacement est cependant entravé par la matrice [24].

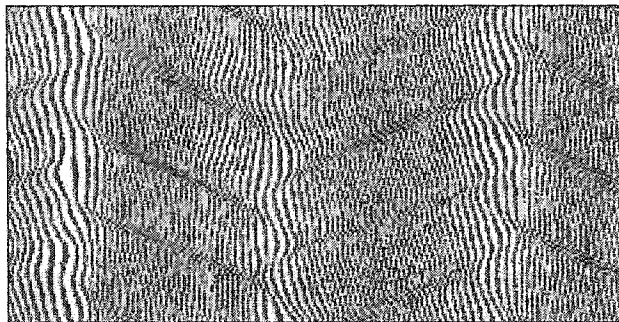


Figure 1.21 - Déplacements dans un stratifié $[0/\pm 66]$ chargé en traction transversale ([réf. 23])

Grâce à des essais sur des tresses composées de mèches de différentes tailles, on a pu observer que les mèches de grande taille entraînent une plus grande hétérogénéité des déformations dans le renfort [24].

Afin de minimiser la dispersion des résultats expérimentaux, il est donc recommandé d'utiliser des jauges de déformation ayant une longueur supérieure ou égale à la dimension de l'unité de répétition de la tresse pour minimiser l'effet de la distribution hétérogène des déformations.

1.3.1.2 Contraintes

La distribution des contraintes dans les mèches d'un tissu $[0/90]$ a été analysée par Feng et al. [25] à l'aide du logiciel d'éléments finis Abaqus. La simulation d'un chargement en traction à 0° a permis d'obtenir la distribution de contraintes dans les mèches longitudinales illustrées à la figure 1.22.

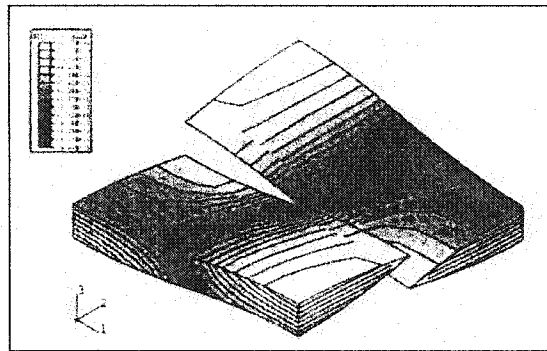


Figure 1.22 - Distribution des contraintes longitudinales dans les mèches à 0° (réf. [25])

La contrainte au niveau de l'entrecroisement des mèches est environ 60% plus élevée que la contrainte la plus faible. La rupture des mèches longitudinales débutera dans cette zone de concentration de contraintes et à une contrainte plus faible qu'un composite équivalent composé de plis unidirectionnels.

La figure 1.23 illustre la distribution des contraintes transversales aux mèches de la trame.

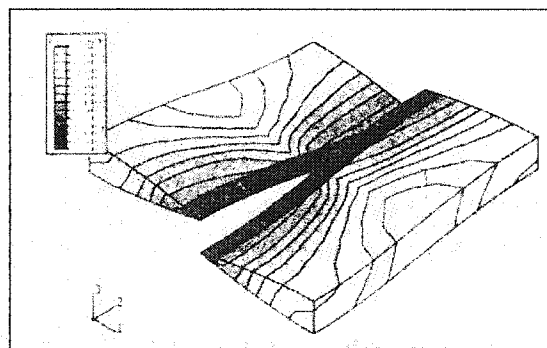


Figure 1.23 - Distribution des contraintes transversales dans les mèches de la trame (réf. [25])

Il y a aussi concentration de contraintes dans ce cas. Pour la géométrie de tissus étudiée, la contrainte maximale est 70% plus élevée que la contrainte minimale. La résistance transversale des mèches étant plus faible que leur résistance longitudinale, des fissures transversales à la direction de chargement peuvent apparaître dans les mèches de la trame. Cependant, ces fissures ne veulent pas

dire que le composite ne peut plus supporter de charge. Il en résulte seulement une diminution de la rigidité du composite.

Des contraintes se développent aussi transversalement aux mèches longitudinales comme en témoigne la figure 1.24.

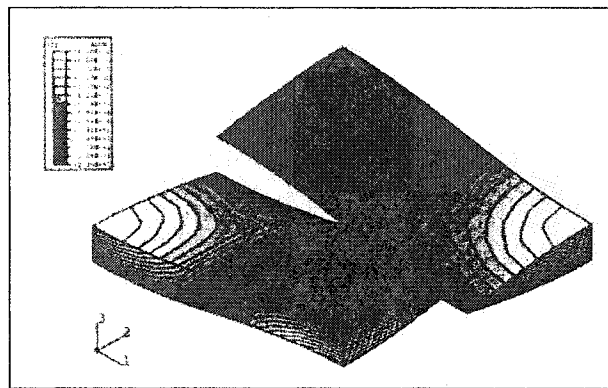


Figure 1.24 - Contraintes transversales aux mèches longitudinales d'un tissu [0/90] (réf. [25])

Même s'il y a des contraintes transversales aux mèches longitudinales, elles sont beaucoup plus faibles que la contrainte maximale dans les mèches à 90° . La fissuration transversale des mèches longitudinales arrive donc après la fissuration des mèches de la trame.

Finalement, la figure suivante démontre que la matrice pure à la surface des renforts est soumise à une contrainte plus élevée au niveau de l'entrecroisement des mèches. C'est donc à cet endroit qu'elle fissurera en premier.

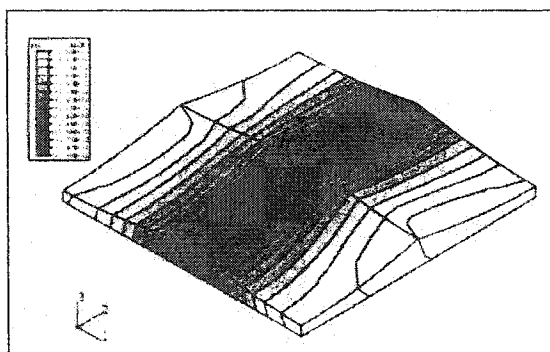


Figure 1.25 - Distribution des contraintes dans la matrice pure (réf. [25])

1.3.2 Effets du taux de fibres

1.3.2.1 Modules élastiques

L'évolution des modules de traction et de cisaillement en fonction du taux volumique de fibres d'un composite à renfort tissé [0/90] a été étudiée par Kotek et al. [26]. Les résultats expérimentaux obtenus sur un composite carbone-epoxy sont reportés à la figure suivante. Les deux modules élastiques varient linéairement avec le taux de fibres.

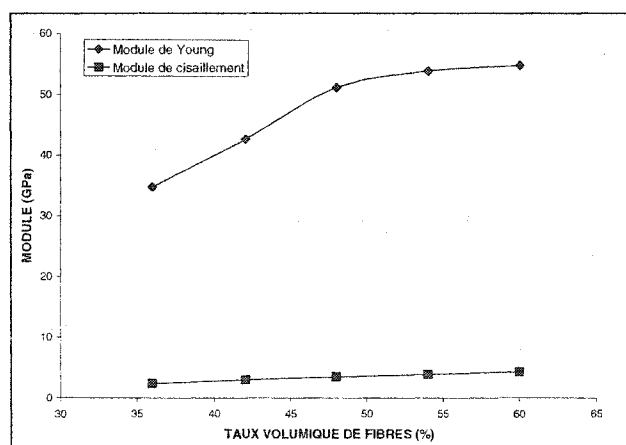


Figure 1.26 - Variation des modules élastiques d'un tissu [0/90] en fonction du taux de fibres (réf. [26])

1.3.2.2 Résistances en traction, compression et cisaillement

Naik a développé le logiciel Texcad [8] pour prédire les propriétés mécaniques de divers renforts textiles. Le tableau 1.1 présente les résistances expérimentales et prédites par le logiciel Texcad pour des chargements en tension, compression et cisaillement pour des renforts tissés [0/90].

Tableau 1.1 - Résistances prédites et expérimentales d'un renfort tissé [0/90] (réf. [8])

Tissu	Taille mèches (milliers de filaments)	Espacement entre les mèches (mm)	V _f (%)	Chargement	Résistance expérimentale (MPa)	Résistance Texcad (MPa)
1	12	3.33	52.2	Tension	-	600
				Compression	-	540
				Cisaillement	100	94
2	3	2.22	60	Tension	753	780
				Compression	-	660
				Cisaillement	103	91
3	3	2.22	62	Tension	690	720
				Compression	656	640
				Cisaillement	-	91

Pour la même taille de mèches et le même espacement, une augmentation de 3% du taux de fibres n'a pas changé la résistance en cisaillement, mais les résistances en tension et compression ont chuté. Pour un composite à fibres unidirectionnelles, ces deux résistances augmentent avec le taux de fibres. Dans le cas étudié par Naik, la diminution de résistance est attribuable à l'architecture du renfort. En effet, un taux de fibres plus élevé a entraîné un angle d'ondulation plus élevé qui a causé une rupture en cisaillement longitudinale dans les mèches

ondulées et une vitesse d'endommagement plus élevée. Les effets de l'ondulation des mèches d'un renfort sur ses propriétés mécaniques seront présentés plus en détail ultérieurement.

1.3.2.3 Résistance au cisaillement interlaminaire

La résistance au cisaillement interlaminaire joue un rôle certain dans la résistance globale d'un matériau composite. À partir de renforts de fibres de carbone tissés [0/90], Kotek et al. [26] ont fabriqué des plaques à taux de fibres différents en faisant varier le nombre de couches de renfort dans le but d'étudier l'effet du taux de fibres sur la résistance interlaminaire. À la suite d'essais de compression à double entaille (ASTM D3846), ils ont obtenu les résultats présentés à la figure 1.27.

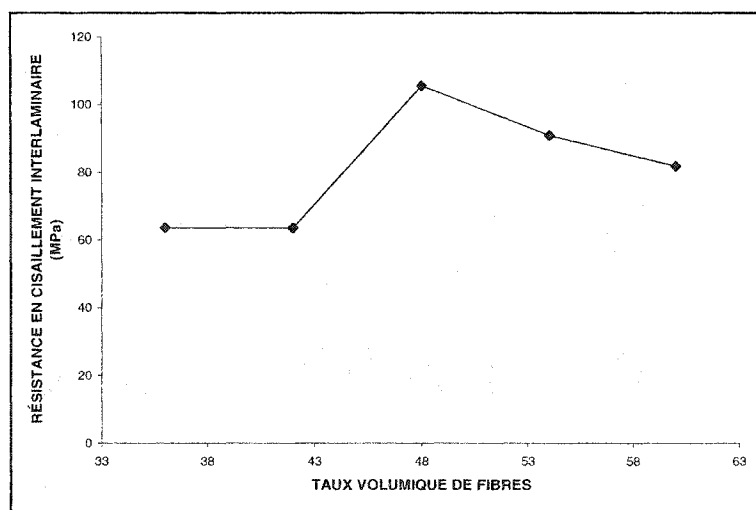


Figure 1.27 - Résistance en cisaillement interlaminaire en fonction du taux de fibres (réf. [26])

La résistance en cisaillement interlaminaire est fortement dépendante du taux volumique de fibres et atteint une valeur maximale à $V_f = 45\%$. Il y a donc un taux de fibres optimal pour la résistance en cisaillement interlaminaire. Trois cas principaux peuvent se présenter:

- a) Trop de résine (taux de fibres faible): la fissure se déplace entre les tissus (plis) où il y a accumulation de matrice fragile. Il n'y a donc presque pas de séparation fibres-matrice et la résistance est assez faible.
- b) Assez de résine (taux de fibres optimal): les fragments sont concentrés aux croisements des mèches où il y a accumulation de résine. Ces "poches" supportent la force de cisaillement interlaminaire.
- c) Pas assez de résine (taux de fibres élevé): déplacement des plis les uns par rapport aux autres à cause du mauvais "emboîtement", ce qui diminue la résistance interlaminaire.

1.3.3 Effets de l'espacement entre les mèches

1.3.3.1 Taux volumique de fibres

L'espacement entre les mèches d'une tresse biaxiale a un impact direct sur le taux volumique de fibres global. Comme on le prévoit, plus l'espacement est faible, plus le taux de fibres est élevé puisque le volume d'espaces vides dans le renfort diminue (fig. 1.28).

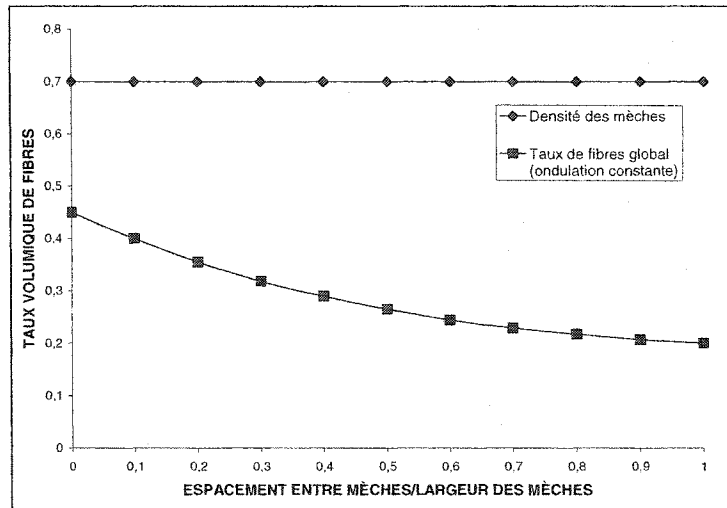


Figure 1.28 - Variation du taux de fibres en fonction de l'espacement entre les mèches d'une tresse (réf. [27])

L'espacement entre les mèches n'affecte pas leur densité comme en témoigne la figure 1.28. Cette affirmation est vraie tant et aussi longtemps que l'on n'atteint pas l'angle de blocage (voir section 1.1.3.1). À ce moment-là, les mèches commencent à se compacter à cause du rapprochement des unes par rapport aux autres et leur densité augmente. À partir de l'angle de blocage, le taux de fibres global n'augmente plus à cause de la diminution des vides entre les mèches, mais à cause de la compaction graduelle des mèches.

1.3.3.2 Modules élastiques

Huang [7] a produit grâce à son modèle de prédiction des propriétés de divers renforts tissés et tressés le graphe de la figure 1.29 pour une tresse biaxiale ayant un angle de tressage de 25° .

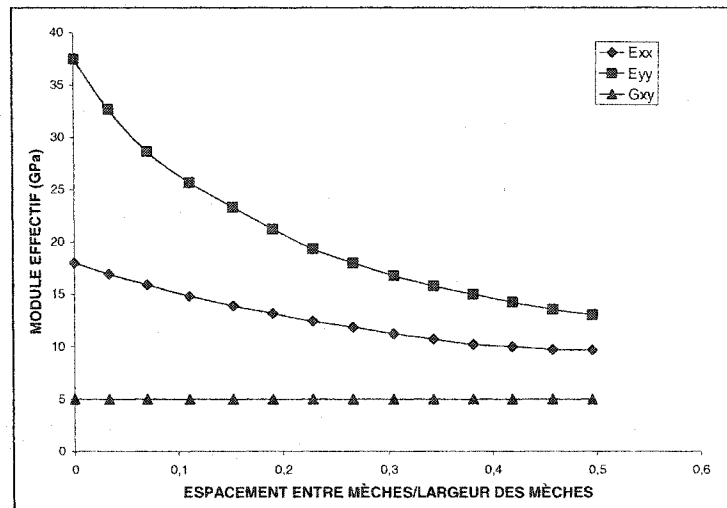


Figure 1.29 - Variation des modules élastiques en fonction de l'espacement entre les mèches (réf. [7])

On remarque que les modules de traction longitudinal E_{xx} et transversal E_{yy} diminuent avec l'augmentation de l'espace entre les mèches. Ce phénomène est dû à la diminution du taux volumique de fibres au fur et à mesure que les mèches s'éloignent les unes des autres. Ces modules décroissent plus rapidement pour de faibles espacements, tout comme le taux volumique de fibres (fig. 1.28).

Le fait que le module de cisaillement G_{xy} ne varie pas avec l'espacement entre les mèches et le taux de fibres confirme qu'il est principalement dépendant des propriétés de la matrice.

L'évolution de ces modules n'a pas été vérifiée expérimentalement par Huang [7], mais a été confirmée par le modèle de prédiction proposé par Aggarwal et al. [27]. On peut donc considérer qu'elle représente adéquatement la réalité.

1.3.3.3 Coefficient de Poisson

Selon l'étude de Huang [7] pour une tresse biaxiale ayant un angle de tressage de 25° , le coefficient de Poisson augmente avec l'espacement entre les mèches (fig. 1.30). Pour un espacement nul, le coefficient de Poisson est faible à cause de la grande différence entre la rigidité transversale E_{yy} et longitudinale E_{xx} (fig. 1.29). Au fur et à mesure qu'ils se rapprochent, le coefficient de Poisson augmente. Il est important de noter que cette tendance est vraie pour des angles de tressage inférieurs à 45° (où $E_{yy} < E_{xx}$). Pour des angles de tressage plus élevés que 45° , la courbe de la figure 1.29 correspondant à E_{xx} doit être alors associée à E_{yy} et vice versa.

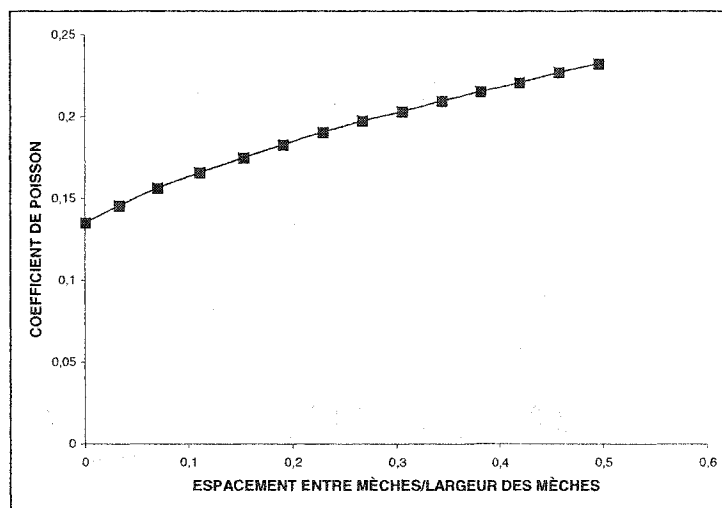


Figure 1.30 - Variation du coefficient de Poisson en fonction de l'espacement entre les mèches (réf. [7])

1.3.3.4 Résistance en traction

Tout comme le module de Young, la résistance en traction d'une tresse biaxiale ($\theta=25^\circ$) diminue avec l'espacement entre les mèches (fig. 1.31) à cause de la diminution du taux volumique de fibres [7]. L'espacement a une très grande

influence lorsque cette distance est faible. Puisque le but principal pour lequel on utilise des renforts tressés est leur haute résistance, on cherchera à avoir une distance entre les mèches la plus faible possible.

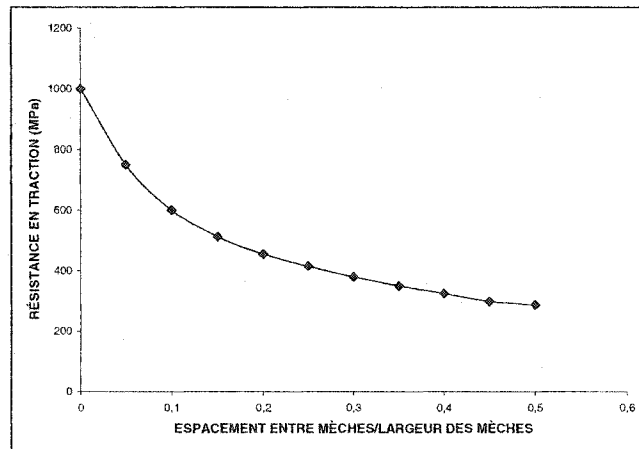


Figure 1.31 - Variation de la résistance en traction en fonction de l'espacement entre les mèches (réf. [7])

1.3.3.5 Concentrations de contraintes

En comparant un tissu [0/90] sans espace entre les mèches avec un tissu avec espaces à l'aide d'une simulation par éléments finis, Feng et al. [25] ont conclu que l'espacement entre les mèches n'a pas d'effet significatif sur les concentrations de contraintes. L'augmentation de résistance du composite avec une diminution de l'espacement est donc seulement due à l'augmentation du taux de fibres associée et non à une diminution des concentrations de contraintes.

1.3.4 Effets de l'angle de tressage

1.3.4.1 Taux volumique de fibres

Selon le modèle développé par Dadkah et al. [11], la fraction volumique de fibres d'une tresse triaxiale augmente avec l'angle de tressage pour une épaisseur constante (fig. 1.32). Cette tendance est confirmée par les données expérimentales de Huang et al. [28]. Les angles de tressage très faibles et très élevés ne sont pas possibles en réalité. Au-delà d'un certain angle, il y a blocage des mèches et le tissu commence à onduler [17]. L'architecture du renfort est alors grandement modifiée.

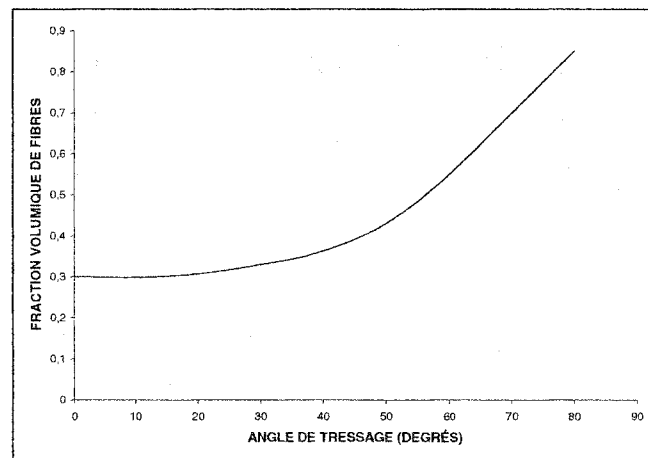


Figure 1.32 - Fraction volumique de fibres d'une tresse triaxiale en fonction de l'angle de tressage (réf. [11])

1.3.4.2 Modules élastiques

Plus l'angle de tressage est faible, plus les mèches sont orientées selon la direction longitudinale de la tresse et le module de traction y est donc très élevé (fig. 1.33). On constate que la variation de l'angle de tressage a une plus grande influence sur le module Young pour des angles faibles que pour des angles élevés.

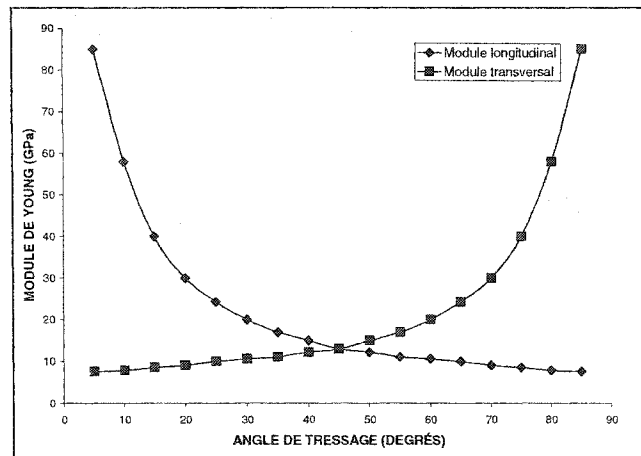


Figure 1.33 - Variation des modules de traction longitudinal et transversal en fonction de l'angle de tressage d'une tresse biaxiale (réf. [27])

À un angle de tressage de 45° , le composite à renfort tressé triaxial aura un comportement quasi-isotrope puisque ses modules longitudinal et transversal sont égaux. C'est aussi à cet angle que le module de cisaillement atteint sa valeur maximale, comme en témoignent les résultats expérimentaux de Naik et al. [24] (fig 1.34).

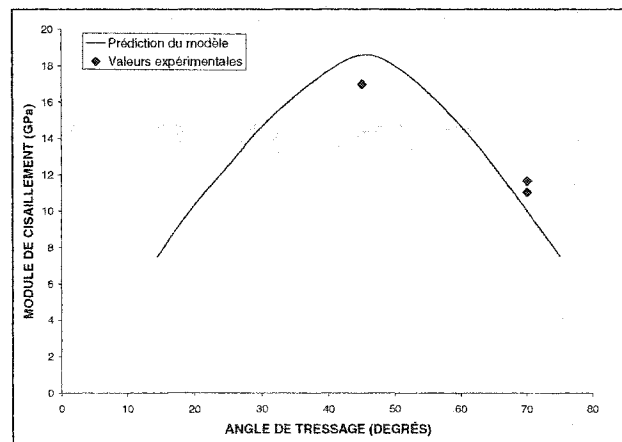


Figure 1.34 - Variation du module de cisaillement en fonction de l'angle de tressage d'une tresse triaxiale (réf. [24])

1.3.4.3 Coefficient de Poisson

L'évolution du coefficient de Poisson en fonction de l'angle de tressage est illustrée à la figure 1.35. Ce coefficient étant défini comme le rapport entre la déformation transversale et la déformation longitudinale, il diminue avec l'augmentation de l'angle de tressage après avoir atteint une valeur maximale. Ce phénomène se produit parce que la rigidité transversale devient plus élevée et que la rigidité longitudinale diminue avec un angle plus grand (voir fig. 1.33).

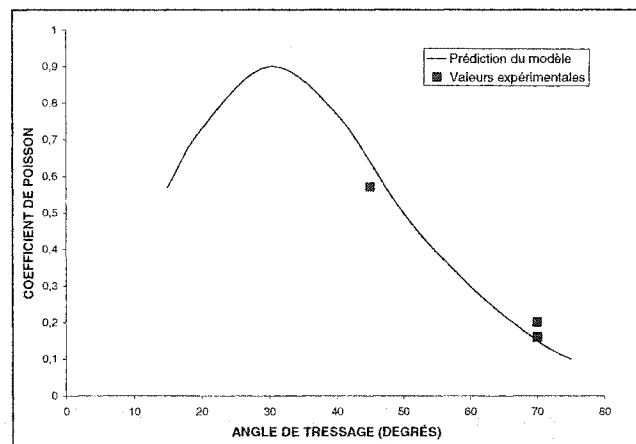


Figure 1.35 - Variation du coefficient de Poisson en fonction de l'angle de tressage d'une tresse triaxiale (réf. [24])

1.3.4.4 Résistances en traction, compression et cisaillement

Quelques études [28-30] ont porté entre autres sur la résistance des composites à renforts tressés triaxiaux. Les résistances transversales en tension et compression de Chen et al. [29] sont présentées à la figure 1.36. Ces résistances augmentent linéairement avec l'angle de tressage. L'augmentation de l'angle de tressage a pour effet d'aligner les mèches dans la direction de chargement, ce qui augmente les résistances. La résistance en compression est plus faible que la résistance en traction à cause de l'ondulation des fibres dans le renfort et sont

donc plus sujettes au flambement. Les effets de l'ondulation des mèches seront discutés plus en détail à la section suivante.

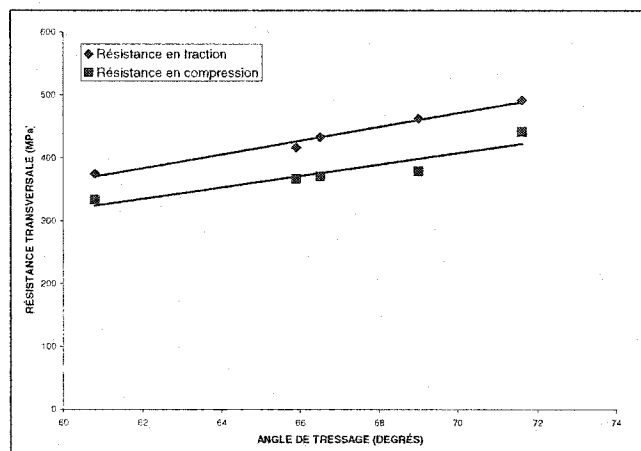


Figure 1.36 - Variation des résistances transversales en traction et compression en fonction de l'angle de tressage d'une tresse triaxiale (réf. [29])

Ensuite, sans procéder à une vérification expérimentale, Huang [7] a simulé à l'aide de son modèle l'évolution de la résistance en cisaillement en fonction de l'angle de tressage pour un renfort tressé biaxial (fig. 1.37). Puisqu'elle dépend principalement des propriétés de la matrice, elle varie très peu avec l'orientation des mèches dans la tresse.

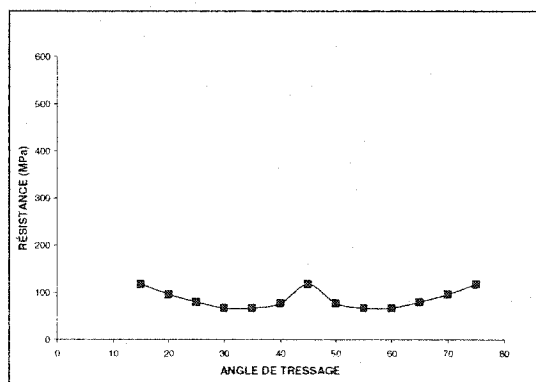


Figure 1.37 - Variation de la résistance en cisaillement en fonction de l'angle de tressage d'une tresse biaxiale (réf. [7])

1.3.5 Effets de l'ondulation des fibres

1.3.5.1 Modules élastiques

Afin de vérifier expérimentalement l'influence de l'ondulation sur les modules en traction et compression, Chun et al. [31] ont fabriqué des plaques unidirectionnelles de carbone-epoxy dont les fibres ont des rapports amplitude d'ondulation/période différents. Plus le rapport est élevé, plus l'ondulation est sévère. Les résultats obtenus en traction et compression ainsi que les prédictions de leur modèle numérique sont présentés à la figure 1.38.

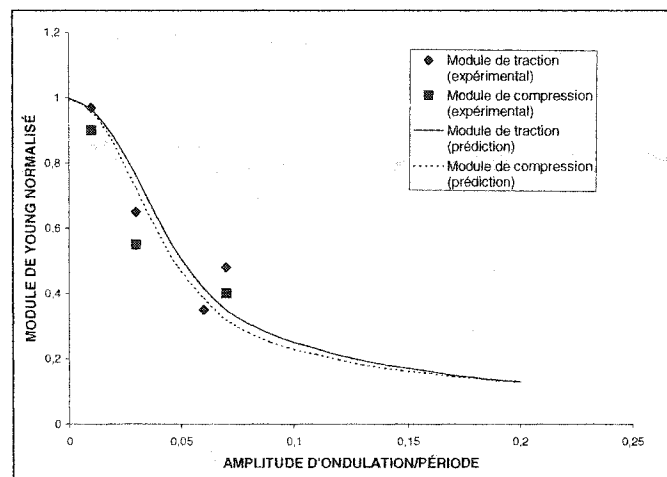


Figure 1.38 - Modules de Young en fonction du rapport d'ondulation (réf. [31])

Les modules chutent de façon marquée lorsque le rapport d'ondulation augmente. Cette tendance a aussi été observée par Rai et al. [32]. Le taux de réduction augmente jusqu'à environ 0.04 pour ensuite diminuer graduellement. Même s'il y a très peu d'écart entre le module de traction et de compression pour un même rapport d'ondulation, ce dernier est toujours légèrement plus faible. Lorsque l'échantillon à fibres ondulées est soumis à un chargement en traction, la sévérité de l'ondulation diminue au fur et à mesure que la charge augmente,

ce qui a pour effet d'augmenter graduellement sa rigidité. Par contre, plus on augmente la charge en compression, le rapport d'ondulation augmente et le module devient plus faible.

1.3.5.2 Coefficient de Poisson

Des composites à fibres unidirectionnelles à ondulations contrôlées ont été employés par Chun et al. [31] pour étudier l'effet de la sévérité de l'ondulation sur le coefficient de Poisson et pour confirmer les prédictions de leur modèle. Le graphe de la figure 1.39 a été obtenu.

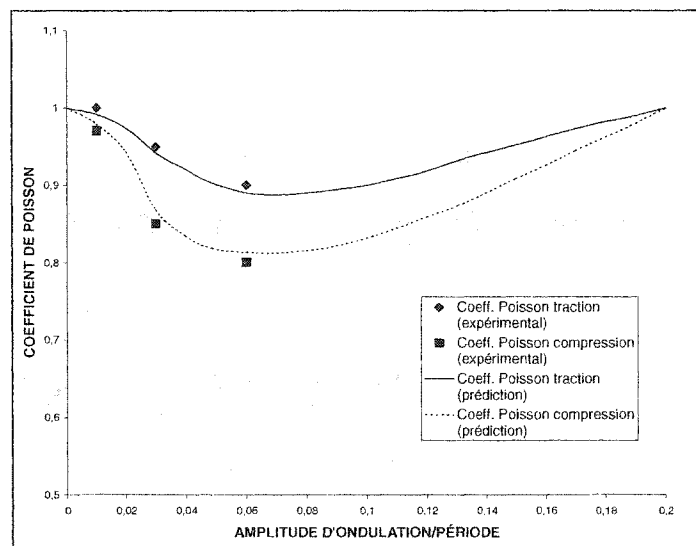


Figure 1.39 - Coefficient de Poisson en fonction du rapport d'ondulation (réf. [31])

Dans le cas étudié, le coefficient de Poisson diminue légèrement jusqu'à un ratio d'ondulation de 0,08 pour ensuite augmenter graduellement. De plus, les coefficients mesurés lors des essais de traction sont plus élevés que pour les essais de compression.

Falzon et al. [30] n'ont cependant pas observé cette variation du coefficient de Poisson en fonction de l'ondulation. En effet, en comparant les résultats obtenus avec des composites à renforts tressés triaxiaux et des stratifiés de plis unidirectionnels sans ondulations équivalents, ils ont déduit que le coefficient de Poisson n'était pas dépendant de l'ondulation et de l'endommagement des fibres engendré par le procédé de tressage.

1.3.5.3 Résistance en compression

En introduisant une ondulation dans la couche centrale d'un stratifié de carbone [0/90], Adams et Hyer [10] ont remarqué que la résistance en compression avait diminué jusqu'à 36%, même si la couche centrale supportait seulement 20% de la charge. Cette forte diminution de la résistance en compression a aussi été observée dans leur étude sur des renforts tressés triaxiaux [33]. Plus l'ondulation est marquée, plus la résistance en compression est faible.

1.3.5.4 Résistance au délaminage

Un composite ayant des fibres parfaitement rectilignes aurait une résistance au délaminage égale à la résistance en cisaillement de la matrice étant donné que la fissure aurait tendance à éviter les fibres lorsque l'interface est résistante et à suivre leur surface quand l'interface est faible.

L'ondulation amène cependant les fibres à croiser à plusieurs reprises le plan de rupture (fig. 1.40). Puisque les fibres sont en général très fragiles, très peu de travail est nécessaire pour les briser. Un plus grand travail doit être fourni pour les arracher. Par exemple, la partie OA de la fibre de la figure 1.40 serait

arrachée de la partie supérieure de la fissure. L'arrachement de fibres entraîne donc une plus grande résistance au délaminage.

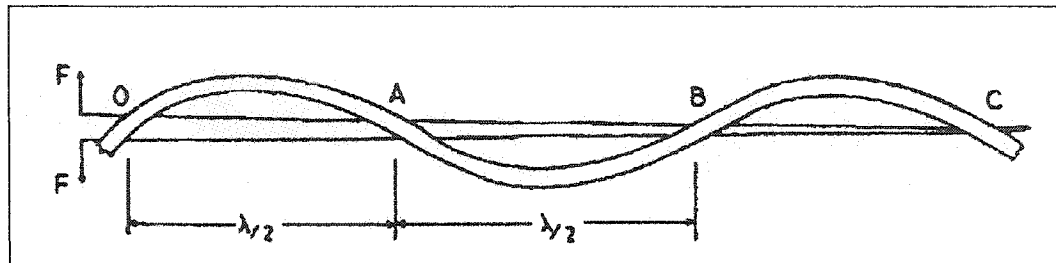


Figure 1.40 - Fibre ondulée croisant un plan de fissuration (réf. [34])

1.3.5.5 Concentrations de contraintes

L'étude par éléments finis de Feng et al. [25] a révélé que plus l'ondulation est marquée, plus les concentrations de contraintes dans les fibres sont marquées. Pour une même résistance des fibres et un même chargement, la résistance d'un composite à fibres ondulées est plus faible que pour un renfort à fibres unidirectionnelles. L'ondulation des mèches doit donc être prise en considération lors du design avec des renforts tissés ou tressés.

1.3.6 Courbes contrainte-déformation

1.3.6.1 Traction

Une courbe typique contrainte-déformation d'un composite à renfort tissé [0/90] est présentée à la figure 1.41. La détection de l'endommagement par émission acoustique y est présentée. Au-delà d'une certaine déformation, le module de Young commence à diminuer et la courbe devient non-linéaire à cause du début de l'endommagement. Gao et al. [35] ont aussi observé une diminution graduelle du coefficient de Poisson dès le début de l'endommagement.

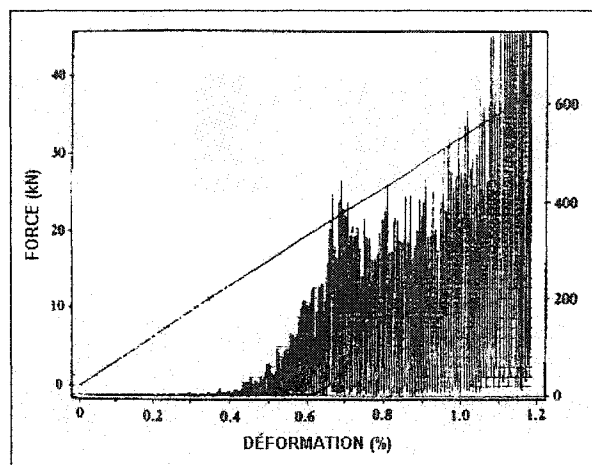


Figure 1.41 - Courbe de traction d'un composite à renfort tissé [0/90] et accumulation de l'endommagement (réf. [35])

Dans le cas d'un renfort tressé, la réponse non-linéaire provient de la diminution de la rigidité en cisaillement des mèches inclinées due à l'apparition de microfissures de cisaillement entre les fibres des mèches, de la fissuration de la matrice et de la fissuration entre les couches du stratifié. La non-linéarité est plus marquée pour un renfort tressé tubulaire qui a été découpé pour une mise à plat que pour un renfort tressé à plat [36]. Dans le dernier cas, les fibres sont

continues sur les côtés de l'échantillon, ce qui limite l'initiation et la propagation de fissures. La résistance en traction y est donc plus élevée.

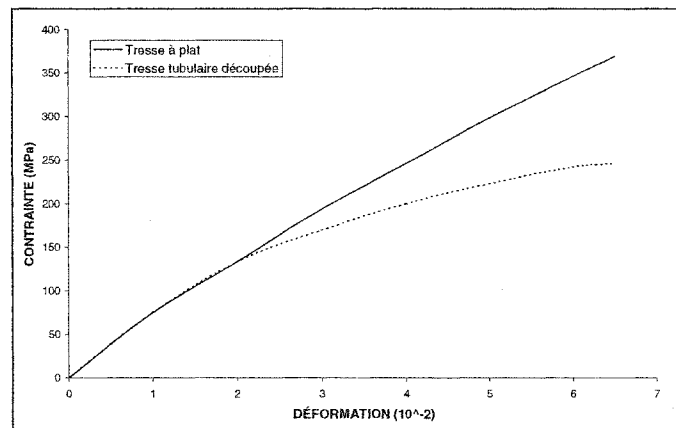


Figure 1.42 - Comparaison des courbes contrainte-déformation pour un renfort tressé à plat et un renfort tressé tubulaire (réf.[36])

La courbe du chargement transversal d'un composite à renfort triaxial peut présenter un plateau de déformation plastique après l'atteinte de la charge maximale au lieu d'une rupture subite [11].

1.3.6.2 Compression

La courbe contrainte-déformation en compression est semblable à la courbe en traction [11]. La non-linéarité y est aussi associée à l'endommagement du composite, mais aussi à l'ondulation des fibres. Plus la charge en compression augmente, plus l'ondulation devient sévère, ce qui diminue le module de Young et contribue à la réponse non-linéaire du matériau [37]. En plus de diminuer la résistance en compression, la sévérité de l'ondulation diminue la déformation à la rupture (fig. 1.43).

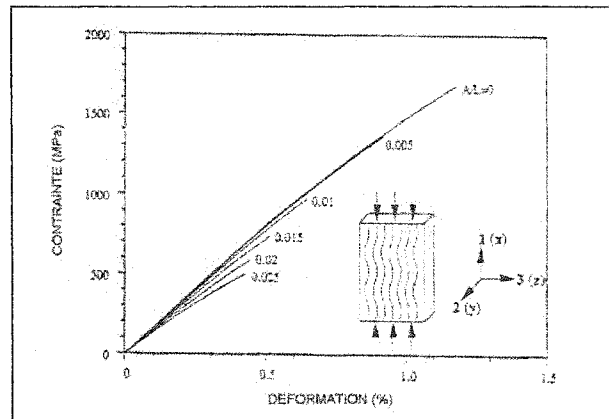


Figure 1.43 - Courbes contrainte-déformation pour différents rapports d'ondulation (réf. [37])

Finalement, même un faible volume d'ondulations dans un composite affecte grandement son comportement (fig. 1.44).

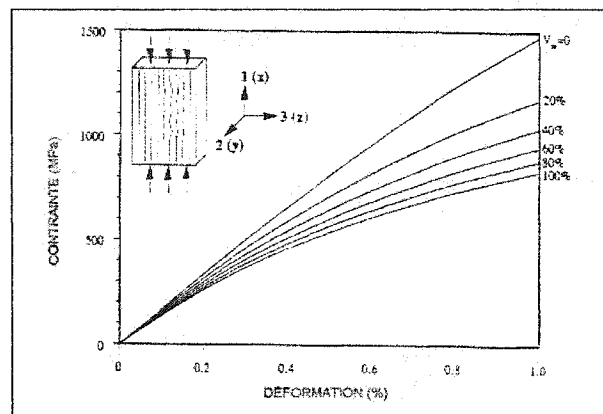


Figure 1.44 - Courbes contrainte-déformation pour différents volumes d'ondulation (réf. [37])

1.3.7 Mécanismes d'endommagement

À cause de la nature hétérogène et anisotrope des composites, la caractérisation de leurs modes de rupture est complexe. Il n'existe pas un seul mode de propagation de l'endommagement comme dans les métaux. La zone d'endommagement est plutôt caractérisée par la fissuration de la matrice, la rupture des fibres et le délaminage des différentes couches qui composent le stratifié. Tous ces mécanismes mènent éventuellement à la rupture finale du matériau.

Généralement, on empile plusieurs plis à différents angles pour en former un stratifié. À l'application d'une charge donnée, il y aura développement de contraintes internes dues à l'interaction entre les différents plis du stratifié qui sont de nature anisotrope. Ces contraintes internes peuvent être dans le plan du stratifié ou normales à ce dernier. Les contraintes interlaminaires étant directement reliées à la séquence d'empilement, un changement minime de cette séquence peut changer la distribution des contraintes internes et par le fait même, le mode de rupture.

Les modes de rupture peuvent être séparés en deux groupes : les ruptures dans le plan (causées par des charges dans les plan) et les ruptures hors-plan (délaminage entraînées par les contraintes normales). Il faut cependant noter qu'il existe une interaction entre ces deux groupes. Les ruptures hors-plan ne peuvent mener à elles seules la rupture finale d'un échantillon en deux parties. Ce sont les modes de rupture dans le plan qui causeront la rupture des fibres et de la matrice.

Les sections qui suivent présentent les mécanismes d'endommagement des composites en traction et compression. Le délaminage est aussi abordé.

1.3.7.1 Traction

Pour bien comprendre les mécanismes d'endommagement en traction, le cas d'un composite à fibres unidirectionnelles orienté à 0° est tout d'abord présenté avant d'aborder l'endommagement d'un pli orienté à un angle θ par rapport à la direction de chargement. Finalement, les modes de rupture des composites à renforts tissés et tressés sont étudiés.

Tout d'abord, pour un composite à fibres unidirectionnelles orientées à 0° , on suppose que la déformation est égale sur toute la largeur de l'échantillon et que la rupture se produit à la déformation à la rupture des fibres [38]. Lorsque toutes les fibres brisent en même temps, il y a rupture fragile du composite (fig. 1.45a). Dans la plupart des cas, la déformation à la rupture des fibres n'est cependant pas exactement la même pour toutes les fibres du composite puisqu'elles ont en général un comportement fragile. Les fibres brisent donc à des contraintes différentes pendant que la force appliquée augmente. À la rupture d'une fibre, le champ de contraintes au niveau de la rupture est perturbé, ce qui entraîne un grand cisaillement de l'interface fibre-matrice à cet endroit [39]. Deux phénomènes peuvent alors se produire. Si l'interface est résistante, la fissure initiale fera briser les fibres adjacentes jusqu'à la rupture finale de l'échantillon (fig. 1.45b). Par contre, si l'interface est faible, la fissure se propagera tout au long de l'interface et il s'ensuivra une rupture étagée (fig. 1.45c) .

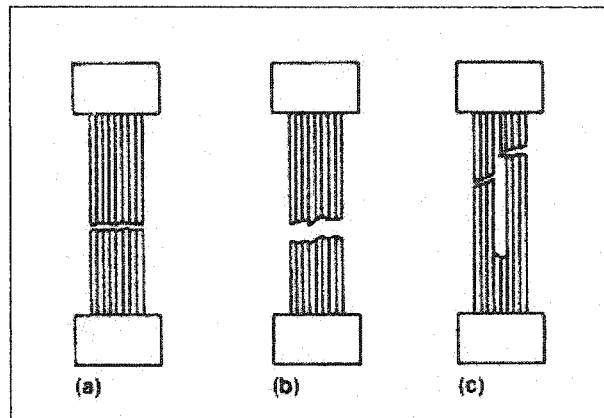


Figure 1.45 - Modes de rupture d'un composite unidirectionnel en traction (réf. [38])

Les composites de fibres de verre ayant un taux volumique de fibres inférieur à 40 % auront généralement une rupture fragile. Pour des taux de fibres se situant entre 40 et 65 %, on observera une rupture fragile combinée à un arrachement de fibres. Finalement, les composites unidirectionnels à taux de fibres élevés (>65 %) briseront de façon étagée.

Ensuite, il y a développement de déformations en traction et en cisaillement dans un composite unidirectionnel soumis à une force de traction orientée à un angle θ par rapport aux fibres [2]. Puisque les mâchoires de la machine forcent les extrémités de l'échantillon à rester horizontales, des forces de cisaillement et des couples de flexion apparaissent et entraînent une déformation en forme de S (fig. 1.46).

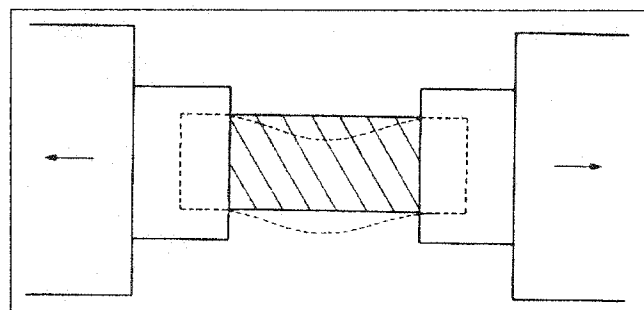


Figure 1.46 - Déformation en traction d'un échantillon orienté à un angle θ (réf. [2])

Lors d'un chargement parallèle aux fibres ($\theta=0^\circ$), la courbe contrainte-déformation est linéaire jusqu'à la rupture. Par contre, à $0^\circ < \theta < 90^\circ$, la courbe devient généralement non-linéaire. Pour ces angles intermédiaires, la rupture se produit par combinaison de la rupture en cisaillement de l'interface fibres-matrice, du cisaillement de la matrice pure et de la rupture en traction de la matrice. Finalement, la rupture en traction de la matrice ou de l'interface fibres-matrice cause la rupture finale des échantillons chargés en traction transversale aux fibres.

L'endommagement d'un composite à renfort tissé [0/90] est différent d'un stratifié [0/90] à cause de l'ondulation des mèches et de leur entrecroisement. Au début du chargement en traction dans la direction de la chaîne (0°), les mèches longitudinales se redressent sous la force appliquée et les mèches transversales deviennent plus ondulées [40]. Des fissures apparaissent ensuite dans les mèches transversales dans les zones de croisement où les contraintes sont maximales. En augmentant la déformation, les fissures transversales se déplacent dans les zones riches en résine et dans les mèches transversales jusqu'au croisement suivant. Des délaminages se développent au niveau des croisements de mèches où il y a présence de fissures [35]. Les fissures transversales qui ne sont pas situées à un croisement ne mènent généralement pas à des délaminages. Il y a ensuite agrandissement des zones d'endommagement des mèches transversales et l'affaiblissement de ces dernières mène à une détérioration de la rigidité longitudinale. Finalement, des fissures apparaissent entre les fibres des mèches longitudinales. Au fur et à mesure que la déformation augmente, les fissures longitudinales se multiplient sans croître [41] jusqu'à la rupture finale du composite.

Selon l'étude de Gao et al. [35], la fissuration des couches superficielles débute à des déformations beaucoup plus faibles que les couches internes. Même si la fissuration apparaît plus tard dans les couches internes, son développement se fait plus rapidement pour presque atteindre le niveau d'endommagement des couches superficielles à la rupture.

Finalement, dans le cas d'une tresse triaxiale chargée transversalement, ce qui ressemble le plus à la tresse biaxiale de ce projet, des fissures apparaissent tout d'abord dans les mèches axiales (à 90°) [23]. En augmentant la charge, ces fissures se multiplient et créent du délaminage. Ensuite, des mèches inclinées se brisent transversalement et la fissure se propage jusqu'à un point de croisement [30]. Certaines de ces mèches se décollent de la matrice et se séparent des mèches voisines. Il y a ensuite rupture du composite.

1.3.7.2 Compression

Les modes de rupture pour les composites unidirectionnels en compression peuvent se classer en cinq catégories distinctes (fig. 1.47) [38]. Ces modes de rupture sont influencés par la géométrie de l'échantillon, le type de fibres et de matrice, la qualité de l'interface, la taille et la forme des défauts, les conditions environnementales et la résistance de la matrice.

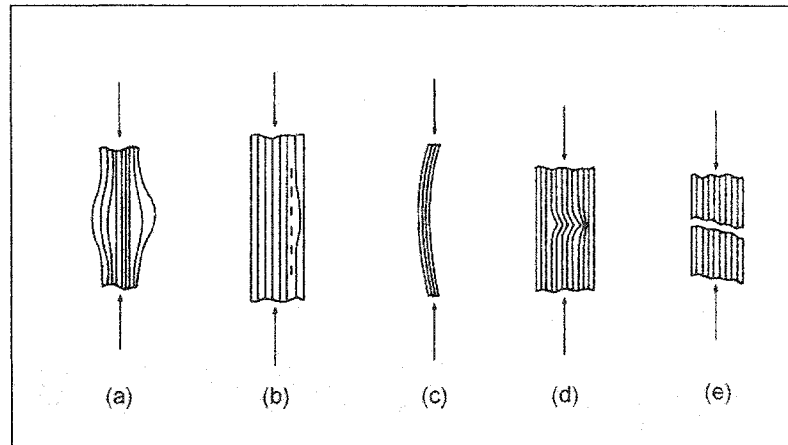


Figure 1.47 - Modes de rupture d'un composite unidirectionnel en compression (réf. [38])

À cause de la fragilité de la matrice et de l'interface fibres-matrice en comparaison à la résistance des fibres, les composites unidirectionnels peuvent fissurer dans la direction des fibres (fig 1.47a) lors d'un chargement en compression à cause du développement de contraintes de traction transversales. Ces contraintes peuvent se développer dans la matrice à cause de la différence de coefficient de Poisson des fibres et de la matrice. De plus, les concentrations de contraintes causées par les vides initient parfois la rupture en traction transversale dans la matrice pure ou à l'interface fibres-matrice.

Si les fibres fléchissent, l'interface peut briser en cisaillement et mener à un délaminage (fig. 1.47b). Cependant, si la matrice est ductile et que l'interface est résistante, les fibres peuvent fléchir sans rupture de la matrice et il y aura alors rupture par flambement global de l'échantillon (fig. 1.47c).

La figure 1.47d démontre le microflambement des fibres. Il y a alors rupture en cisaillement dans des zones qu'on appelle bandes de microflambement. En général, ces bandes apparaissent chez les composites de fibres de carbone. Pour les fibres de verre et d'aramide, elles vont plutôt flamber de façon extrême

sans se briser. Les bandes de microflambement sont observées quand la rupture est graduelle.

Le dernier type de rupture est la compression pure des fibres (fig. 1.47e). Dans ce cas, la surface de rupture est généralement orientée à un angle de 45° par rapport à la direction de chargement. Il est cependant difficile de distinguer une rupture par compression pure ou par flambement de fibres à cause que les zones de flambement sont déplacées de façon aléatoire lors de la rupture catastrophique.

Il a été démontré qu'une augmentation de la résistance de la matrice contribuait à améliorer la résistance du composite lorsque son mode de rupture était induit par une traction transversale. Les matrices fragiles briseront selon ce mode (rupture en forme de balai) alors qu'une matrice plus résistante empêchera le composite de briser dans ce mode de moindre résistance. Elle brisera par le mode de contrainte ultime à une charge beaucoup plus élevée sur le composite.

La rupture en compression d'un échantillon à fibres unidirectionnelles ondulées est légèrement différente. Adams et al. [10] ont remarqué que les plans de rupture préférentiels passaient par le point d'inflexion des fibres (fig. 1.48). La rupture de ces échantillons était accompagnée de plusieurs délaminages autour du plan de rupture et sur toute l'épaisseur de l'échantillon.

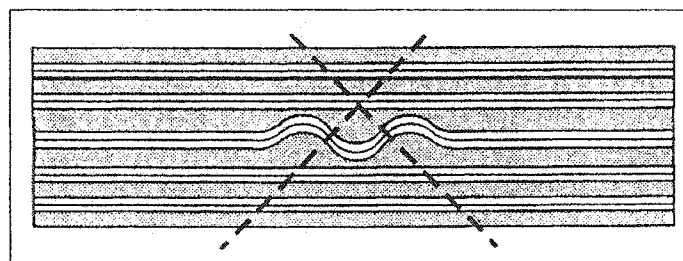


Figure 1.48 - Plans de rupture préférentiels en compression d'un composite à fibres ondulées (réf. [10])

Falzon et al. [30] ont comparé les modes de rupture en compression longitudinale de composites à renforts tressés triaxiaux avec des stratifiés de plis unidirectionnels équivalents. La réduction de résistance en compression à cause de l'ondulation y était due au changement de mécanisme de rupture qui passait du flambement des fibres dans les stratifiés unidirectionnels à la formation de bandes de microflambement qui survenaient à des charges plus faibles. Ils ont aussi remarqué que pour un même angle de tressage, le tissu avec un patron de tressage plus serré avait une résistance plus élevée puisqu'il y a moins d'ondulations des fibres lors de l'empilement.

1.3.7.3 Délaminage

L'orientation différente des couches d'un stratifié entraîne le développement de contraintes interlaminaires. Ces contraintes sont responsables de l'initiation et de la propagation du délaminage. Elles peuvent être interlaminaires normales ou de cisaillement et se forment au niveau d'une discontinuité. Par définition, le délaminage est la fissuration de la matrice entre les plis d'un stratifié.

Le déplacement des surfaces d'une fissure de délaminage peut se faire selon trois modes [38]. Tout d'abord, selon le mode I, les surfaces s'éloignent l'une de l'autre et favorisent ainsi la croissance de la fissure (fig. 1.49a). Ensuite, les surfaces glissent une sur l'autre en directions opposées sous les forces de cisaillement (fig. 1.49b), ce qu'on appelle le mode II. Finalement, dans le mode III, les surfaces se déplacent perpendiculairement à la longueur de la fissure tel un mouvement de déchirement (fig 1.49c). Les trois modes se retrouvent dans le délaminage des matériaux composites.

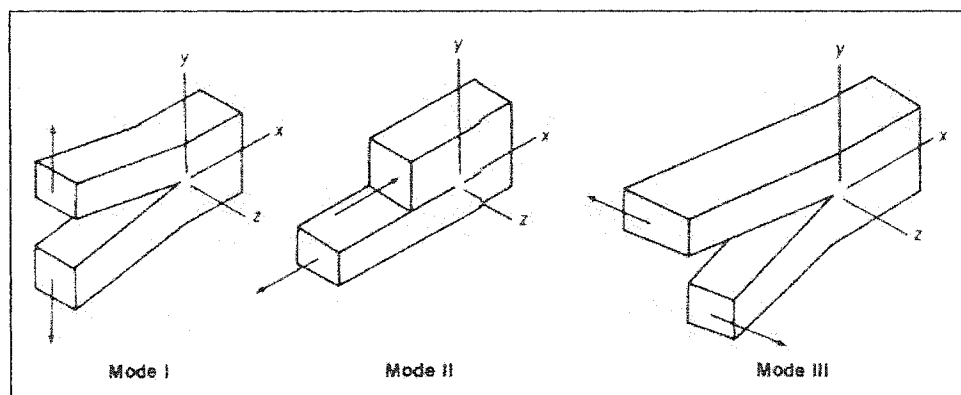


Figure 1.49 - Modes de chargement pour la propagation de fissures (réf. [38])

D'un point de vue microscopique, la surface d'une rupture en mode I est relativement lisse et provient de la séparation des fibres et de la matrice. Par contre, on retrouvera une surface beaucoup plus rugueuse lors d'une rupture en mode II. Il y a beaucoup de séparation fibres-matrice et plusieurs régions de rupture très fines de la matrice pure.

Ces différences topographiques des surfaces de rupture sont dues au fait que la matrice fragile brise toujours dans un plan perpendiculaire à la direction de la contrainte maximale de traction. Dans le mode I, les fibres étant perpendiculaires à la contrainte de traction, on retrouve un seul plan de rupture ayant des surfaces lisses. Par contre, les fibres n'étant pas parallèles à la contrainte de traction dans le mode II, il y a apparition de nombreuses fissures qui croisent les plans de fibres. Ces nombreuses fissures sont responsables de la rugosité de la surface de rupture.

1.3.8 Méthodes de prédiction des propriétés mécaniques

1.3.8.1 Propriétés principales d'un pli unidirectionnel

La loi des mélanges permet de calculer les propriétés élastiques d'un pli composé de fibres unidirectionnelles continues à partir des propriétés de ces dernières ainsi que de la matrice. Par convention, on associe le chiffre 1 à la direction parallèle aux fibres et le chiffre 2 à la direction transversale. Les relations suivantes sont alors établies [2]:

$$E_{11} = E_f V_f + E_m (1 - V_f) \quad (1.17)$$

$$\nu_{12} = \nu_f V_f + \nu_m (1 - V_f) \quad (1.18)$$

$$\nu_{21} = \frac{E_{22}}{E_{11}} \nu_{12} \quad (1.19)$$

$$E_{22} = \frac{E_f E_m}{E_f (1 - V_f) + E_m V_f} \quad (1.20)$$

$$G_{12} = \frac{G_f G_m}{G_f (1 - V_f) + G_m V_f} \quad (1.21)$$

où:

E: module de Young

G: module de cisaillement

ν : coefficient de Poisson

V_f : fraction volumique de fibres

Indice f: propriété de la fibre

Indice m: propriété de la matrice

Le module longitudinal du pli est toujours plus élevé que le module transversal puisque les fibres (à module plus élevé) contribuent plus au module dans la direction 1. Le coefficient de Poisson mineur ν_{21} est donc plus faible que le coefficient majeur ν_{12} en vertu de la relation 1.19.

Les valeurs calculées à partir des relations 1.17 et 1.18 correspondent en général assez bien aux valeurs expérimentales. Cependant les prédictions de E_{22} et G_{12} sont moins exactes. Des versions modifiées des relations 1.20 et 1.21 ont été proposées par Chamis et Tsai-Hahn [2]. Ces relations sont présentées en annexe A.

1.3.8.2 Stratifié de plis unidirectionnels

Lorsque les propriétés principales du pli sont connues, on peut déterminer les contraintes et déformations d'un stratifié composé de plusieurs de ces plis orientés selon différentes directions lorsqu'il est soumis à une charge connue grâce à la théorie des stratifiés. Cette théorie est présentée en annexe B pour le cas d'un stratifié symétrique ainsi que les critères de rupture.

1.3.8.3 Stratifié de plis tissés ou tressés

Les modèles de prédiction des propriétés mécaniques des composites à renforts tissés et tressés qu'on retrouve dans la littérature peuvent être regroupés en deux catégories principales

Tout d'abord, les simulations numériques ou par éléments finis [40, 42, 43, 45] exigent des temps de calcul et une mémoire très élevés, même pour l'analyse

d'une seule unité de répétition du renfort textile. Pour les applications en ingénierie, les propriétés de l'unité de répétition doivent être données pour analyser la réponse d'une structure à des charges externes. Puisque les propriétés de l'unité de répétition dépendent des charges externes, il faut combiner les simulations de la structure et du matériau à la fois, ce qui augmente énormément le temps de calcul et limite l'utilisation de ces méthodes.

Ensuite, les méthodes fondées sur la micromécanique [7, 8, 24, 27, 31, 37, 41, 44] règlent le problème de lourdeur de calcul des méthodes numériques. En général, la plupart de ces modèles analytiques peuvent prévoir de façon satisfaisante les propriétés élastiques. Cependant, ils sont limités lorsqu'il y a une déformation inélastique. Pour ce qui est de la résistance à la rupture, à cause du succès limité à prédire la résistance des composites unidirectionnels, la prédiction de la résistance des composites à renforts textiles est difficile. La plupart des travaux réalisés se sont basés sur des théories telles que la théorie de la contrainte maximale, la théorie de la déformation maximale et la théorie de Tsai-Wu. En général, ces méthodes ne permettent pas non plus de prédire le mode de rupture du composite. Les théories de résistance micromécaniques n'indiquent pas si c'est la matrice ou les fibres qui brisent en premier, ce qui est important de savoir en design d'un composite. Cependant, la méthode proposée par Huang et al. [7] se démarque des autres par le fait qu'elle permet de prédire les modes de rupture du composite étudié.

CHAPITRE 2

MÉTHODOLOGIE DE TRAVAIL

Ce chapitre présente les méthodes de fabrication des matériaux utilisés au cours de ce projet, les méthodes de contrôle de qualité ainsi que les procédures se rapportant aux divers essais expérimentaux.

2.1 Objectifs visés

Ce projet de caractérisation des renforts tressés de fibres de verre se subdivise en deux parties ayant des objectifs distincts. Tout d'abord, la première partie du projet consiste à déterminer expérimentalement la perméabilité dans la direction longitudinale (direction du mandrin de tressage) des renforts tressés de fibres de verre mis à plat. Les principaux objectifs y sont :

1. Déterminer la variation de la perméabilité des renforts tressés mis à plat en fonction de l'angle de tressage. Des angles de tressage de $\pm 35^\circ$, $\pm 45^\circ$ et $\pm 50^\circ$ ont été utilisés.
2. Étudier l'évolution de la perméabilité de ces mêmes renforts en fonction du taux volumique de fibres. Pour chaque angle de tressage mentionné précédemment, trois taux de fibres différents y ont été associés.

Ensuite, la seconde partie porte sur la caractérisation mécanique des renforts tressés à plat et a pour buts :

1. Étudier l'évolution des propriétés mécaniques en traction, compression et cisaillement des renforts tressés en fonction des angles de tressage de $\pm 35^\circ$, $\pm 45^\circ$ et $\pm 50^\circ$.
2. Observer les mécanismes de rupture des trois angles de tressage choisis et ce, pour les trois types d'essais mécaniques mentionnés ci-haut.
3. Déterminer l'impact de l'entrecroisement et de l'ondulation des fibres d'un renfort tressé sur les diverses propriétés mécaniques mesurées.

2.2 Fabrication des matériaux utilisés

Avant de procéder aux divers essais expérimentaux, il a été nécessaire de préalablement préparer les matériaux. Les renforts sont tous réalisés à partir de tresses 2-D bidirectionnelles tubulaires ayant un diamètre de 1 po lorsque leur angle de tressage est de $\pm 45^\circ$. Elles sont fabriquées à partir de 64 mèches de fibres de verre E entrelacées selon un patron de tressage 2 x 2. Pour les essais mécaniques, ces tresses mises à plat ont été imprégnées de résine epoxy EPON828 pour en faire des plaques à partir desquelles sont découpés les divers échantillons.

Les sections qui suivent exposent les méthodes de préparation des renforts, les procédés de fabrications des plaques, les contrôles de la qualité de ces dernières et finalement, les méthodologies employées lors des divers essais mécaniques.

2.2.1 Préparation renforts

2.2.1.1 Procédure de découpage des tresses

Une simple mise à plat de des tresses tubulaires ne permettait pas d'obtenir des échantillons suffisamment larges pour avoir une bonne précision lors des mesures de la perméabilité et de fabriquer des plaques assez grandes pour y découper les échantillons. Il fallait donc les découper dans le sens de la longueur et ce, tout en conservant l'angle désiré.

La tresse à découper a été enfilée sur une plaque d'une certaine largeur pour obtenir l'angle de tressage voulu (fig. 2.1). Il est à noter que l'angle de tressage correspond à l'angle entre la direction longitudinale et une des deux directions du réseau de fibres. En d'autres termes, l'angle de tressage est égal à la moitié de l'angle entre les deux directions de fibres.

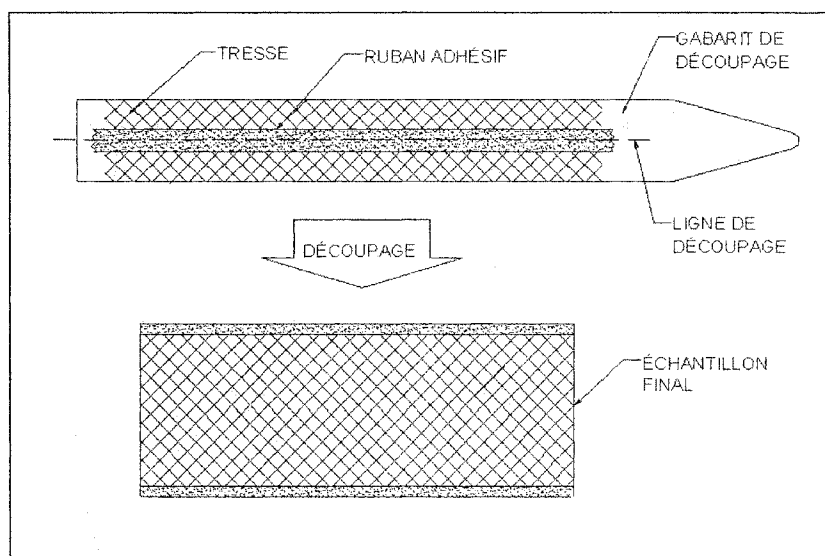


Figure 2.1 - Méthode de découpage des renforts tressés tubulaires

Pour conserver l'angle des fibres, un ruban adhésif de 12 mm de largeur est appliqué sur la tresse. On procède ensuite au découpage au centre du ruban adhésif parallèlement aux côtés du gabarit. L'échantillon à plat est finalement taillé à une longueur de 30 cm pour les mesures de la perméabilité et à une longueur 35.6 cm (14 po) pour la fabrication des plaques pour les essais mécaniques. Pour chaque angle de tressage, les largeurs réelles des échantillons obtenus sont présentées au tableau 2.1.

Tableau 2.1 - Largeurs réelles des échantillons tressés mis à plat après le découpage

Angle de tressage (degrés)	Largeur réelle de l'échantillon (cm)
±35	7,3
±45	8,9
±50	10

La méthode de calcul de la largeur des gabarits ainsi que le schéma dimensionné des gabarits employés sont présentés à l'annexe C.

2.2.1.2 Méthode d'alignement des fibres unidirectionnelles

Afin d'étudier l'impact de l'ondulation des fibres sur les propriétés mécaniques, une plaque de fibres unidirectionnelles n'ayant aucune ondulation a été fabriquée. Pour pouvoir comparer les résultats obtenus sur des échantillons à fibres unidirectionnelles avec ceux contenant des renforts tressés, il fallait que les matériaux de base (fibres et matrice) soient identiques. Une plaque unidirectionnelle de 36 cm de longueur x 28 cm de largeur (14 po x 11 po) a donc été fabriquée à partir des mèches des tresses.

Dans un premier temps, pour tenir en place les mèches, deux morceaux de ruban adhésif d'environ 35 cm de longueur et 25 cm de largeur ont été utilisés. Ils ont été fixés parallèlement à une distance de 36 cm (longueur de la plaque) l'un de l'autre sur une surface exempte de contaminants avec le côté adhésif sur le dessus. Les mèches ont ensuite été sorties une à une de la tresse et collées sur les rubans adhésifs. La superposition de cinq couches ainsi créées ont été nécessaires pour obtenir une épaisseur de plaque d'environ 1mm. La préforme a par la suite été découpée aux dimensions finales, soient 36cm x 28 cm.

Cette façon de procéder permet d'obtenir une plaque unidirectionnelle contenant des fibres ayant exactement les mêmes propriétés mécaniques et le même ensimage que les plaques à renfort tressé. Puisque l'ensimage assure l'adhésion fibres-matrice, il a donc un impact certain sur les propriétés mécaniques des échantillons résultants. Il est aussi à noter que tous les renforts proviennent du même lot de tresses.

2.2.2 Fabrication des plaques pour les essais mécaniques

2.2.2.1 Plaques tressées

Les plaques à renforts tressées ont été fabriquées par un procédé RTM dans un moule où une des surfaces est flexible. Les figures 2.2 et 2.3 illustrent ce montage de fabrication.

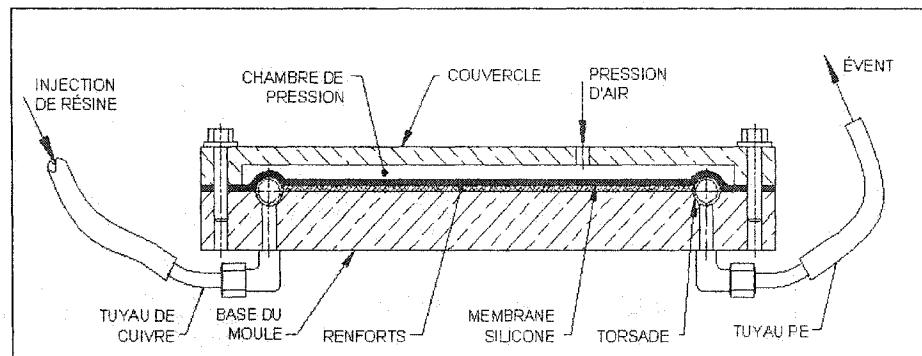


Figure 2.2 - Vue en coupe du montage de fabrication des plaques à renforts tressés

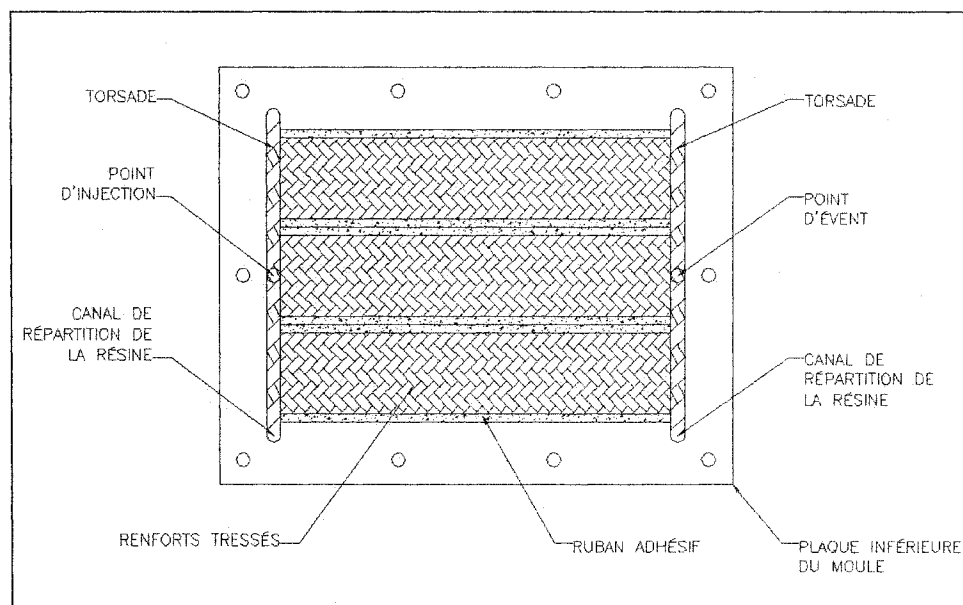


Figure 2.3 - Vue de dessus du montage de fabrication des plaques à renforts tressés

La base du moule comporte deux canaux de répartition de la résine au niveau des points d'injection et d'évent. Ces canaux permettent d'obtenir un front d'écoulement presque rectiligne à l'entrée dans les renforts et d'évacuer adéquatement la résine à la sortie en réduisant les zones propices à l'accumulation. Des torsades de polyéthylène sont placées dans chaque canal afin de surélever la membrane silicone et empêcher le coincement des renforts au niveau des canaux, ce qui entraverait l'écoulement de la résine.

Le couvercle du moule, lorsque placé sur la membrane et la base, forme une chambre dans laquelle est maintenue une pression d'air tout au long de l'injection et de la cuisson de la résine. Cette pression d'air assure une compaction des tresses.

Les lignes qui suivent présentent les manipulations nécessaires pour la fabrication des plaques à renforts tressés. Puisque divers problèmes sont survenus au cours de la fabrication, des modifications aux étapes du processus ont été apportées en cours de route. Les étapes suivantes correspondent donc à celles généralement suivies pour l'ensemble des plaques réussies. De légères variations de cette procédure et de leurs effets sur les plaques correspondantes sont présentés au chapitre 3.

Tout d'abord, le moule, la membrane, le réservoir du pot à pression ainsi que les renforts sont préchauffés dans un four à une température de 60°C. La température des divers éléments est vérifiée régulièrement à l'aide d'un thermocouple de surface. Cette température correspond à la température d'injection où la viscosité de la résine est à son minimum. Le moule et la membrane ont été préalablement enduits d'agent de démoulage Freekote NC700.

La résine EPON828 est mélangée au durcisseur et à l'accélérateur et ensuite chauffée dans un bain thermostaté à 60°C pendant une heure. Cette période de temps est suffisante pour que la résine atteigne la température visée tout en ne commençant pas à réagir.

Lorsque la température de 60°C est atteinte, on procède à la fermeture du moule. On dispose 2 ou 3 tresses de largeur et quatre couches d'épaisseur sur la base du moule. Le nombre de tresses de largeur dépend de la largeur des renforts à

plat qui varie avec l'angle de tressage. La longueur des canaux de répartition permettent de disposer trois tresses de $\pm 35^\circ$ et seulement deux tresses pour les angles de $\pm 45^\circ$ et $\pm 50^\circ$. Des torsades sont placées dans les canaux de répartition et doivent couvrir toute la largeur des renforts. La membrane silicone de 1.6 mm d'épaisseur est ensuite déposée sur la base et les renforts. Pour assurer son bon positionnement et prévenir la formation de plis, le vide est appliqué au point d'injection tout en bloquant l'évent. Tout en maintenant le vide, le couvercle est vissé à la base et une pression d'air de 25 psi est appliquée dans la chambre à pression. Le vide peut ensuite être enlevé et l'évent réouvert. Le moule est alors prêt et remplacé dans le four à 60°C afin de conserver cette température tout au long de l'injection. La résine est alors transvidée dans le pot à pression qui est relié au port d'injection du moule.

Tout en maintenant une pression sur la membrane de 25 psi, on injecte la résine dans le moule à une pression de 30 psi jusqu'à temps que la résine s'écoule par l'évent et qu'il n'y ait plus de bulles d'air. À cette étape, pour favoriser l'évacuation des bulles d'air du renfort, le tuyau à l'évent a été pincé et relâché à plusieurs reprises. Ceci aide les bulles à s'accumuler à la sortie pendant que l'évent est bloqué et sont ensuite mieux évacuées. Lorsque la majorité des bulles d'air sont expulsées, le point d'injection est fermé et la pression sur la membrane est augmentée à 50 psi et rediminuée à 25 psi. Ce cycle est répété trois fois et on la maintient à 50 psi pendant environ 10 minutes pour évacuer les bulles d'air résiduelles. L'évent est finalement fermé et la température du four est augmentée à 170°C . À partir du moment où le moule a atteint cette température, on le laisse chauffer pendant 3 heures pour la cuisson.

Il est important de noter que la quantité de résine entrée dans le moule et évacuée varie d'une injection à l'autre. L'épaisseur des plaques n'est donc pas la

même d'une plaque à l'autre et le taux de fibres et la masse volumique en sont donc affectés.

2.2.2.2 Plaque unidirectionnelle

Une plaque à fibres unidirectionnelles a été fabriquée par le même procédé que les plaques à renforts tressés. Étant donné que la perméabilité des renforts unidirectionnels est très faible à cause de leur grande compaction, la pression sur la membrane devait être beaucoup plus faible que la pression d'injection pour obtenir un débit satisfaisant. Dans ce cas, la résine passait par-dessus les fibres au lieu d'entrer dedans. Des îlots de résine se formaient alors sur la plaque. Le procédé de moulage par sac sous vide a alors été adopté comme méthode de fabrication d'une plaque unidirectionnelle (fig. 2.4).

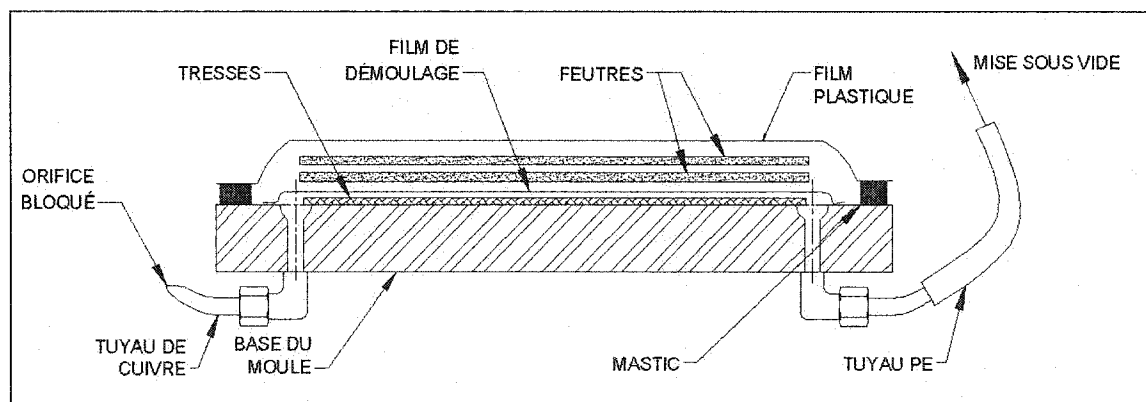


Figure 2.4 - Coupe du montage de fabrication de la plaque à fibres unidirectionnelles

La base du moule d'injection RTM a été réutilisée pour la fabrication de la plaque unidirectionnelle. La résine est préalablement chauffée à 40°C. À cette température, la viscosité de la résine est suffisamment faible pour faciliter

l'imprégnation des fibres et assez élevée pour demeurer à l'endroit désiré. À l'aide d'un rouleau, une première couche de résine est mise sur le moule. Trois couches de fibres unidirectionnelles sont alors déposées sur le moule. Une autre couche de résine est appliquée sur les fibres jusqu'à ce qu'elles soient transparentes. Un rouleau rainuré a été employé pour favoriser l'imprégnation et la séparation des fibres. Les deux dernières couches unidirectionnelles sont ajoutées et imprégnées de résine.

On a ensuite déposé un film de démoulage en nylon sur les renforts ainsi que deux couches de feutre. Un film de plastique résistant à haute température recouvre le tout et son pourtour a été scellé grâce au mastic. Un des deux orifices de la base est ensuite fermé et un vide de -22 poHg est appliqué à l'autre extrémité. La température du moule a ensuite été augmentée à 170°C en 30 mins. On a finalement procédé à une cuisson à 170°C pendant 3 heures tout en maintenant le vide.

2.2.2.3 Échantillons d'epoxy

Les échantillons de traction en epoxy ont été fabriqués en coulant de la résine à 60°C dans un moule (fig. 2.5). On a laissé couler lentement la résine jusqu'à ce qu'elle forme une bulle à la surface de la cavité. Tout comme pour les plaques, on a procédé à une cuisson à 170°C pendant 3 heures. Les échantillons ont ensuite été rectifiés pour enlever toute courbure et obtenir des surfaces parfaitement planes et parallèles. Étant donné que le moule a été conçu pour une presse à injection, la carotte a dû être enlevée et la zone correspondante de l'échantillon sablée pour ne pas créer d'amorce de fissure.

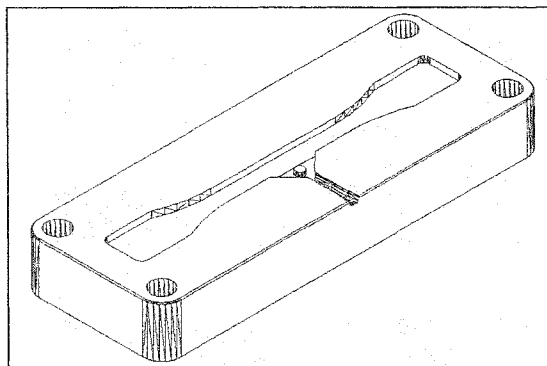


Figure 2.5 - Moule de coulée des échantillons d'epoxy

2.2.3 Contrôle de la qualité des matériaux fabriqués

2.2.3.1 Taux de fibres

L'épaisseur étant différente d'une plaque à l'autre, le taux de fibres de chacune des plaques a dû être mesuré, même si l'angle de tressage est identique. Les échantillons pour les essais mécaniques ont tout d'abord été découpés. Dans les retailles de chaque plaque, trois carrés de 2,5 cm de côté ont été taillés pour en faire une pyrolyse. Lorsqu'il ne restait plus de retailles, un seul échantillon par plaque était prélevé dans la zone la moins endommagée d'un échantillon de traction déjà testé. De plus, dans une plaque de chaque angle de tressage, deux échantillons ont été prélevés à des distances de 7.5 cm, 15 cm et 23 cm du point d'injection pour déterminer si le procédé de fabrication utilisé a permis d'obtenir des plaques ayant un taux de fibres constant sur toute leur longueur.

La procédure utilisée pour la mesure du taux massique de fibres est prescrite par la norme ASTM D 2584-02 [46]. Chaque échantillon de pyrolyse a été pesé au mg près et placé dans un creuset de céramique qui a aussi été préalablement pesé. Le tout a été chauffé dans un four à $565 \pm 28^\circ\text{C}$ pendant 3 heures pour dégrader toute la matrice epoxy. La masse des fibres résiduelles et de leur creuset a été notée après qu'ils soient revenus à température ambiante. La fraction masse de chaque échantillon est alors déterminée par :

$$W_f = 1 - \frac{(W_1 - W_2)}{W_1} \quad (2.1)$$

où :

W_f : fraction massique de fibres

W_1 : masse initiale de l'échantillon (g)

W_2 : masse des fibres après la pyrolyse (g)

À partir de ces fractions massiques de fibres, on calcule la fraction volumique de fibres V_f de chaque échantillon avec :

$$V_f = \frac{\frac{W_f}{\rho_f}}{\left(\frac{W_f}{\rho_f}\right) + \frac{(1 - W_f)}{\rho_m}} \quad (2.2)$$

où :

V_f : fraction volumique de fibres

W_f : fraction massique de fibres

ρ_f : masse volumique des fibres de verre E = 2.55 g/cm^3

ρ_m : masse volumique de la matrice epoxy (g/cm^3)

La masse volumique de la matrice epoxy est mesurée expérimentalement selon la méthode présentée à la section suivante. Pour chaque plaque, la moyenne et l'écart-type des taux de fibres mesurés sont calculés.

2.2.3.2 Masse volumique

La masse volumique de tous les échantillons destinés à la pyrolyse ne provenant pas d'échantillons de traction testés a été préalablement mesurée ainsi que celle d'un morceau d'epoxy pure. Les masses volumiques obtenues ont par la suite été utilisées pour calculer le taux volumique de vide des plaques.

Comme le prescrit la norme ASTM D792-00 [47], la masse de chaque échantillon a tout d'abord été mesurée à 0.1 mg près. Ensuite, l'échantillon a été immergé dans l'eau distillée et suspendu sous le plateau de la balance électronique (fig. 2.6). La masse indiquée par balance a été notée. Lors de l'immersion, on s'est assuré qu'aucune bulle d'air se trouvait à la surface de l'échantillon, ce qui aurait eu pour effet de fausser les résultats.

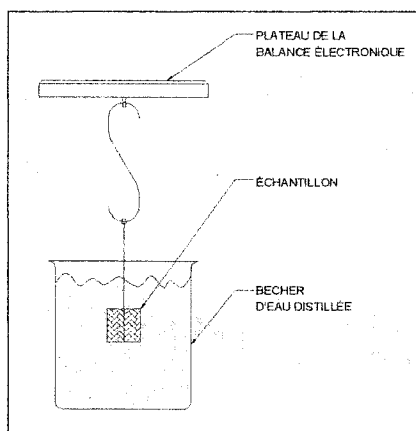


Figure 2.6 - Schéma du montage de mesure de la masse volumique

On détermine ensuite la masse volumique par la relation suivante :

$$M_{vol} = \left(\frac{a}{a + w - b} \right) \times 997.5 \quad (2.3)$$

où :

M_{vol} : masse volumique de l'échantillon (kg/m^3)

a : masse de l'échantillon dans l'air (g)

b : masse de l'échantillon et de la portion immergée du fil (g)

w : masse de la portion immergée du fil (masse négligeable)

2.2.3.3 Taux volumique de vide

Le taux de vide est un bon indicateur de la qualité d'un composite. Une quantité de vide très élevée diminue grandement la résistance du matériau. Il était donc primordial d'en connaître l'ordre de grandeur afin de pouvoir analyser correctement les résultats expérimentaux obtenus.

Pour chaque échantillon dont la masse volumique et le taux massique de fibres ont été mesurés on a calculé le taux volumique de vide par l'expression proposée dans la norme ASTM D 2734-94 [48]:

$$V_{vide} = 100 - M_{vol} \left(\frac{W_f}{\rho_f} + \frac{W_m}{\rho_m} \right) \quad (2.4)$$

où :

V_{vide} : fraction volumique de vide (%)

M_{vol} : masse volumique de l'échantillon (kg/m^3)

W_f : fraction massique de fibres

W_m : fraction massique de la matrice

ρ_f : masse volumique des fibres de verre ($2.55 \times 10^6 \text{ kg/m}^3$)

ρ_m : masse volumique de la matrice epoxy (kg/m^3)

2.3 Essais expérimentaux

Les sections suivantes présentent les montages et les procédures utilisés lors des divers essais expérimentaux.

2.3.1 Mesure de la perméabilité

2.3.1.1 Description du montage

Pour la mesure de la perméabilité, le montage à injection unidirectionnelle a été adopté (fig. 2.7).

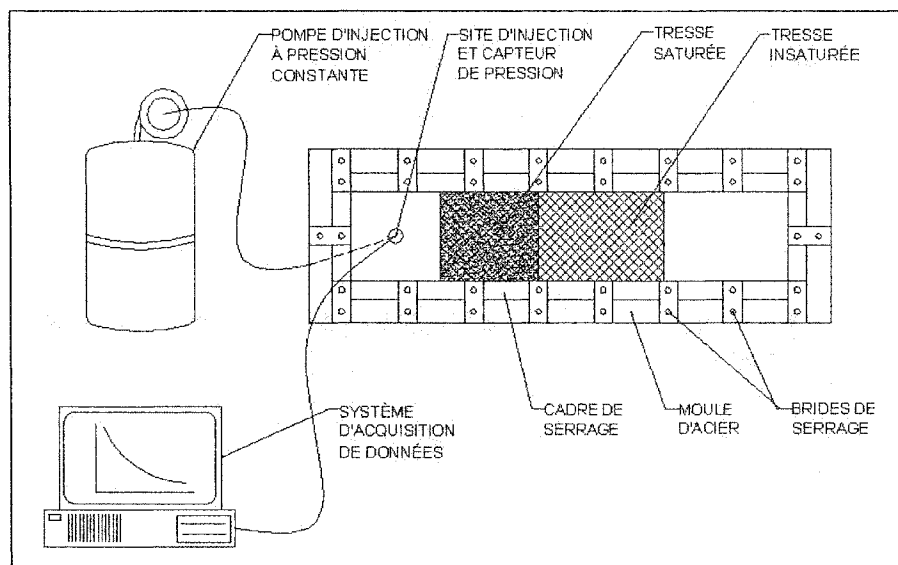


Figure 2.7 - Montage de mesure de la perméabilité

Le système d'injection alimente le moule en fluide à une pression constante. Cette pression varie cependant légèrement dans le temps, ce qui nécessite l'enregistrement de sa valeur exacte à chaque point de mesure à l'aide d'un capteur de pression pour obtenir une plus grande précision. La pression d'injection est limitée par le capteur qui ne peut lire des pressions au-delà de 5 bars.

À chaque point de mesure, le système d'acquisition de données enregistre le temps et la pression d'injection sous forme de voltage. Le fichier ainsi créé est retransmis ultérieurement à un logiciel de calcul de la perméabilité.

Pour faire varier le taux de fibres, on peut procéder de deux manières :

1. Changer le nombre de couches de tresses.
2. Modifier la hauteur de la cavité.

Étant donné la faible quantité de renforts disponibles au moment des mesures, on a opté pour la seconde méthode. Le fond de la cavité du moule est ajustable grâce à des cales tel qu'illustré à la figure 2.8.

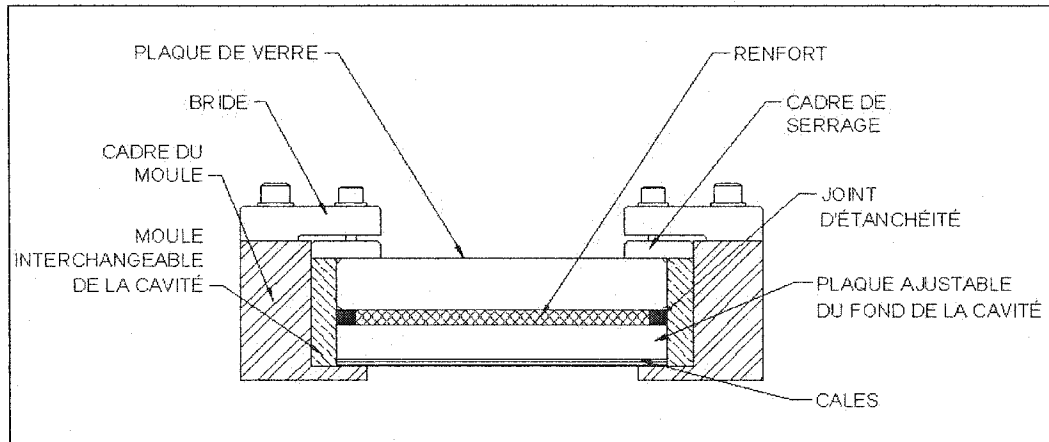


Figure 2.8 - Vue en coupe du montage de mesure de la perméabilité

2.3.1.2 Procédure expérimentale

Une fois une tresse découpée et ses dimensions prises en note, on a mesuré sa masse pour ensuite calculer sa masse surfacique à l'angle de tressage correspondant. On a ensuite déterminé la hauteur de la cavité nécessaire afin d'obtenir le taux de fibres désiré grâce à la relation suivante :

$$V_f = \frac{m_{\text{surf}} \times n}{\rho_f \times h} \quad (2.5)$$

où :

V_f : fraction volumique de fibres

m_{surf} : masse surfacique du renfort (g/m^2)

n : nombre de couches

ρ_f : masse volumique de la fibre de verre = $2.55 \times 10^6 \text{ g/m}^3$

h : hauteur de la cavité (m)

Une fois cette épaisseur calculée, on a vérifié qu'elle était inférieure à l'épaisseur totale de l'ensemble des couches employées lors de l'essai pour qu'il n'y ait pas d'espace entre le renfort et la surface du moule et ainsi créer un effet de bord en surface du renfort. Dans le cas des tresses, on a obtenu les épaisseurs indiquées au tableau 2.2 pour chaque angle de tressage. On a ensuite trouvé une combinaison de moule et de cales qui est la plus proche possible de la valeur calculée. Ces combinaisons pour chaque condition d'essai sont indiquées à l'annexe D.

Tableau 2.2 - Épaisseur d'une couche en fonction de l'angle de tressage

Angle de tressage (degrés)	Épaisseur d'une couche (mm)
± 35	0,40
± 45	0.43
± 50	0.45

Une fois le moule ajusté, on a placé les tresses insaturées à l'intérieur et suffisamment loin du point d'injection pour obtenir un front rectiligne. Un cordon de calfeutrant en silicone a été déposé entre ces dernières et le joint d'étanchéité dans le but d'éliminer les effets de bord.

On a tracé des traits à tous les 1.5 cm sur la plaque de verre au niveau du renfort qui indiquent à quel moment enregistrer le temps de passage du front et la

pression d'injection. Le front n'étant pas toujours parfaitement rectiligne, on prend une mesure lorsque la surface saturée de fluide à l'avant du trait considéré est environ égale à la surface non saturée à l'arrière de ce même trait.

Dans le cas présent, le fluide de mesure qui a été employé est de l'huile de silicone de viscosité 0.105 Pa.s à 23°C et présentant un comportement newtonien. La pression d'injection, quant à elle, devait être suffisamment élevée pour que l'écoulement n'avance pas sous l'effet des forces capillaires, mais bien sous celui de la pression appliquée. Cette pression a été déterminée en effectuant quelques essais. Si le fluide avançait à la même vitesse entre les mèches et à l'intérieur de celles-ci, on conservait la pression utilisée.

L'essai terminé, on a transféré les données recueillies vers un logiciel de calcul de la perméabilité fondé sur la méthode développée par Ferland et al. [49]. Au moins deux essais ont été réalisés pour chaque combinaison d'angle et de taux de fibres. Si l'écart est supérieur à environ 15% [13], on effectue un troisième essai et on prend soit la moyenne des deux valeurs les plus proches si un résultat s'écarte significativement des deux autres, soit la moyenne des trois valeurs dans le cas contraire.

Des essais ont été réalisés pour trois angles de tressage différents : $\pm 35^\circ$, $\pm 45^\circ$ et $\pm 50^\circ$. Dans le premier cas, on peut y associer trois taux de fibres de 67%, 75% et 85%. Compte tenu de la grande masse surfacique et de la faible épaisseur des couches à $\pm 35^\circ$, on ne pouvait pas réaliser des mesures à des taux de fibres plus faibles tout en assurant une compaction suffisante des renforts dans le moule. Ensuite pour les angles de $\pm 45^\circ$ et $\pm 50^\circ$, des fractions volumiques de fibres de 55%, 67% et 75% ont été employées dans chaque cas. Initialement, il avait été prévu d'avoir les mêmes taux de fibres que pour $\pm 35^\circ$. Cependant, dans ces deux derniers cas, l'épaisseur requise du moule était

beaucoup plus faible que l'épaisseur des couches de renfort nécessaire pour obtenir un taux de fibres de 85%. On aurait dû avoir recours à une grande force de fermeture du moule, ce qui aurait risqué d'endommager le dispositif expérimental. On a donc opté pour un taux de fibres de 55% qui était possible grâce aux masses surfaciques plus faibles et aux épaisseurs plus élevées.

2.3.2 Essais mécaniques

2.3.2.1 Essais de traction sur les échantillons d'époxy

Le module et la résistance en traction de l'époxy ont été mesurés grâce aux échantillons fabriqués selon la méthode décrite précédemment. La géométrie des échantillons utilisés est présentée à la figure 2.9. Il est à noter qu'ils ont été surfacés à une épaisseur nominale de 2.5 mm.

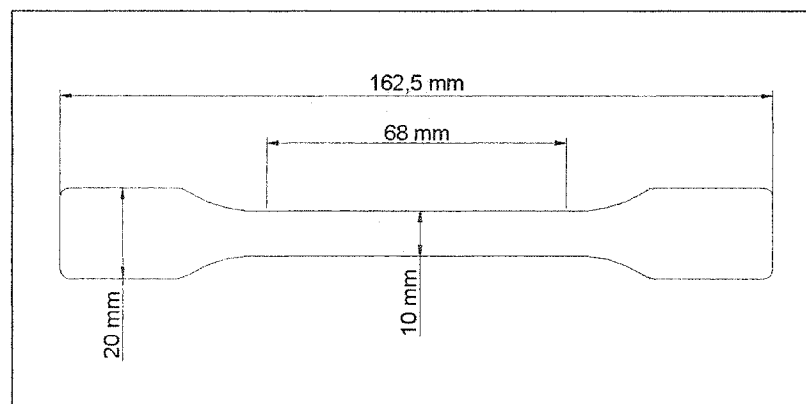


Figure 2.9 - Échantillon de traction en époxy

Avant de procéder aux essais, les dimensions de la section de chaque échantillon ont été mesurées. Les échantillons ont ensuite été étirés grâce à une machine de traction MTS ayant une capacité maximale de 100 kN et reliée à un système d'acquisition de données qui enregistre la force appliquée et le déplacement des mâchoires tout au long de l'essai. La vitesse d'étirement utilisée était de 5 mm/min, tel que prescrite par la norme ASTM D638 [50] pour les plastiques rigides et la géométrie d'échantillon choisie.

Les données recueillies pour les cinq échantillons ayant brisé dans la section réduite ont servi à déterminer la résistance à la rupture. Cependant, pour le module, l'ensemble des échantillons ont été conservés, même s'ils ont brisé à des endroits non désirés.

2.3.2.2 Essais de traction sur les échantillons en composite

Des essais de traction ont été réalisés pour des angles de tressage de $\pm 35^\circ$, $\pm 45^\circ$ et $\pm 50^\circ$ ainsi que sur des échantillons à fibres unidirectionnelles orientées à 0° . La géométrie utilisée est illustrée à la figure 2.10 et les dimensions principales sont reportées au tableau 2.3.

Pour optimiser au maximum la quantité de matériau disponible, les échantillons de traction utilisés dans ce projet sont de dimensions plus faibles que celles prescrites par la norme ASTM D3039 [51] sur la traction des matériaux composites. En effet, les échantillons à renfort tressé avaient une longueur totale de 229 mm au lieu des 250 mm proposés par la norme tandis que ceux à fibres unidirectionnelles étaient 91 mm plus courts que ceux de la norme ASTM. Un rapport de L/l égal à 10 est généralement préconisé pour diminuer les erreurs

dues au mauvais alignement de l'échantillon par rapport à l'axe de la machine [2]. Une attention particulière a donc été apportée pour aligner adéquatement les échantillons fabriqués.

Pour l'ensemble des échantillons, les talons, d'une épaisseur de 2.75 mm, sont composés de tissus [0/90] en fibres de verres et d'une matrice de polyester. Ils sont cependant orientés pour faire en sorte que les fibres soient à 45° par rapport à la direction de chargement. Un adhésif instantané (Loctite no. 40161) a été employé pour coller les talons avant la découpe des échantillons au laser.

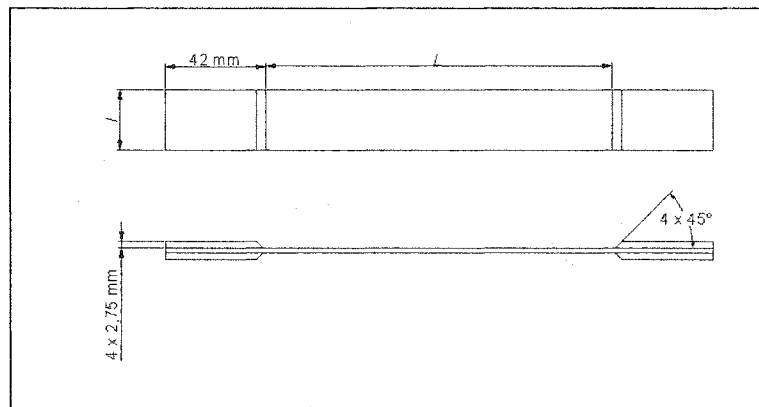


Figure 2.10 - Échantillon de traction en composite

Tableau 2.3 - Dimensions principales des échantillons de traction en composite

	Longueur L de l'échantillon (mm)	Largeur l de l'échantillon (mm)
Échantillons à renfort tressé	145	25.4
Échantillons à fibres unidirectionnelles	75	12.7

Pour pouvoir mesurer les déformations longitudinales et transversales lors de l'étirement, des jauges de déformation 0/90° ayant une grille de 3.175 mm de longueur (jauges de Measurements Group Inc. CEA-06-125UT-350) ont été collées au centre de chaque échantillon sur le côté le plus lisse. Lors des essais, les jauges ont été reliées à un conditionneur et amplificateur de signal 2310 de Vishay Measurement Group. Une machine de traction MTS dotée de mâchoires hydrauliques a été employée. La force de serrage des mâchoires a été ajustée pour éliminer toute possibilité de glissement lors des essais. Une vitesse d'étirement constante de 2 mm/min a été utilisée, telle que spécifiée par la norme ASTM D3039 [51].

Entre 4 et 6 échantillons ont été testés pour chaque configuration de renfort. Puisque chaque plaque n'a pas exactement le même taux de fibres, on a dû procéder à une normalisation des résultats avant d'en faire la moyenne et de les comparer entre eux.

2.3.2.3 Essais de compression

Pour les mêmes configurations de renforts que les essais de traction, six échantillons de compression ont été fabriqués selon la configuration spécifiée par la norme SACMA SRM 1-94 [52] (fig. 2.11). Cette norme est grandement inspirée par la norme ASTM D 695 [53].

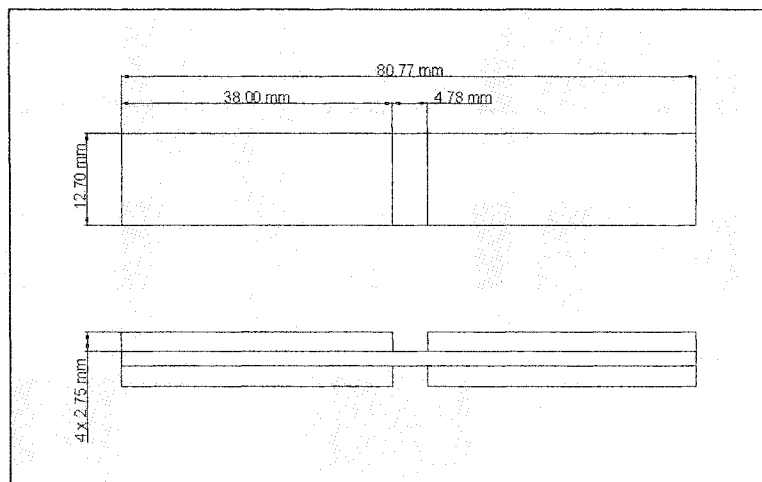


Figure 2.11 - Échantillon de compression

Les talons sont fabriqués à partir du même matériau que les talons pour les échantillons de traction. Cependant, les fibres sont orientées à 0/90° par rapport à la direction de chargement. Ils ont pour fonction de prévenir le flambement de l'échantillon et de favoriser la rupture dans la section centrale. À l'aide de l'adhésif instantané, les talons ont été collés avant la découpe au laser des échantillons. Ensuite, puisqu'on a supposé que le module de compression était égal au module de traction, seulement la résistance en rupture a été mesurée. Aucune jauge de déformation n'a donc été nécessaire. Les dimensions de la section de chaque échantillon a aussi été notée avant de procéder aux essais.

Le montage de compression utilisé est présenté à la figure 2.12. La plaque de guidage est serrée suffisamment pour prévenir le flambement, mais pas trop pour ne pas entraver la compression de l'échantillon.

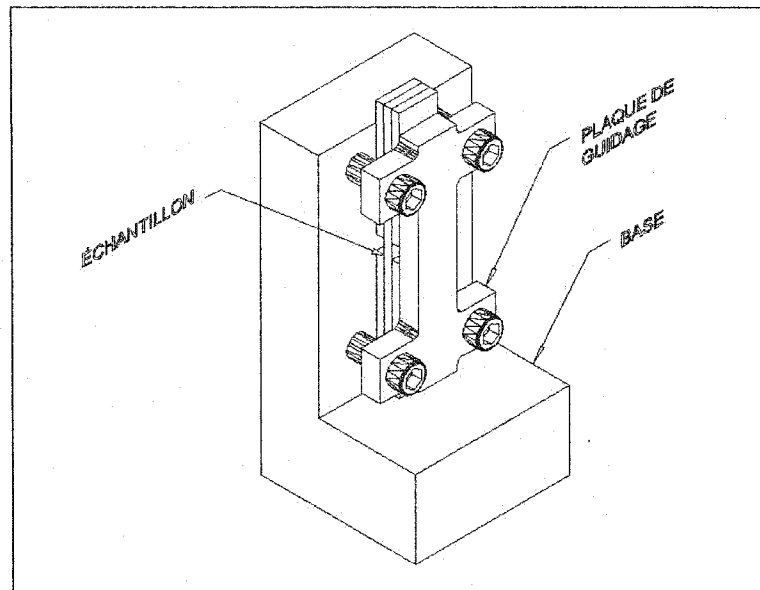


Figure 2.12 - Montage de compression

Le montage est ensuite monté sur les plateaux de la machine MTS. Pendant l'essai, le plateau supérieur applique une force directement sur la partie supérieure de l'échantillon à un déplacement de 1.3 mm/min. À partir de l'enregistrement de la force appliquée tout au long de l'essai, la résistance à la rupture de l'échantillon a pu être déterminée. La moyenne et l'écart-type des résistances normalisées ont finalement été calculés pour chaque configuration de renfort.

2.3.2.4 Essais de cisaillement

Des essais de cisaillement sur des échantillons à renforts tressés à $\pm 35^\circ$, $\pm 45^\circ$ et $\pm 50^\circ$ ainsi qu'à fibres unidirectionnelles ont été réalisés pour en compléter la caractérisation mécanique. Les échantillons ont tout d'abord été découpés à l'aide d'une scie à céramique aux dimensions indiquées à la figure 2.13 selon la norme ASTM D 5379 [54]. On a ensuite procédé à un sablage des surfaces coupées pour les rendre parfaitement lisses. À cette étape, une attention

particulière a été apportée pour conserver le parallélisme des surfaces où s'effectuent le serrage dans le montage de cisaillement (fig. 2.14). Finalement, on a usiné les entailles avec une fraise. Cette entaille vise à favoriser la rupture de l'échantillon à cet endroit .

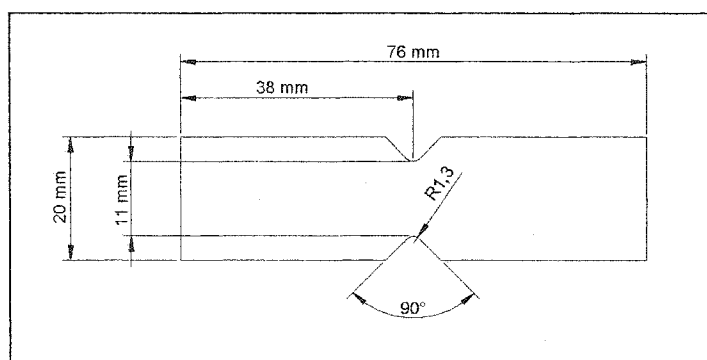


Figure 2.13 - Échantillon de cisaillement

Une jauge de cisaillement $\pm 45^\circ$ (N2P-08-C032A-500 de Measurements Group Inc.) couvrant toute la distance entre les entailles et reliée à un conditionneur et amplificateur de signal 2310 de Vishay Measurement Group a permis de mesurer le module de cisaillement de 4 échantillons sur 6 pour chaque type de matériau. Seulement la résistance en cisaillement a été mesurée sur les deux autres échantillons.

Le montage préconisé par la norme ASTM D 5379 [54] est illustré à la figure 2.14. Cet essai est aussi connu sous le nom d'« essai de Iosipescu ». L'échantillon est tout d'abord serré dans les mâchoires du montage à l'aide des blocs de serrage. Il faut s'assurer que les entailles soient alignées avec l'axe de l'adaptateur. Le montage a ensuite été placé sur les plateaux de la machine MTS et la jauge reliée au conditionneur s'il y a lieu. Un déplacement constant de 1.3 mm/min a ensuite été appliqué. Le signal fourni par la jauge, le déplacement des

plateaux de la machine ainsi que la force appliquée ont été enregistrés pour déterminer les propriétés élastiques et à la rupture du matériau. Encore une fois, la variation des taux de fibres a imposé une normalisation des résultats.

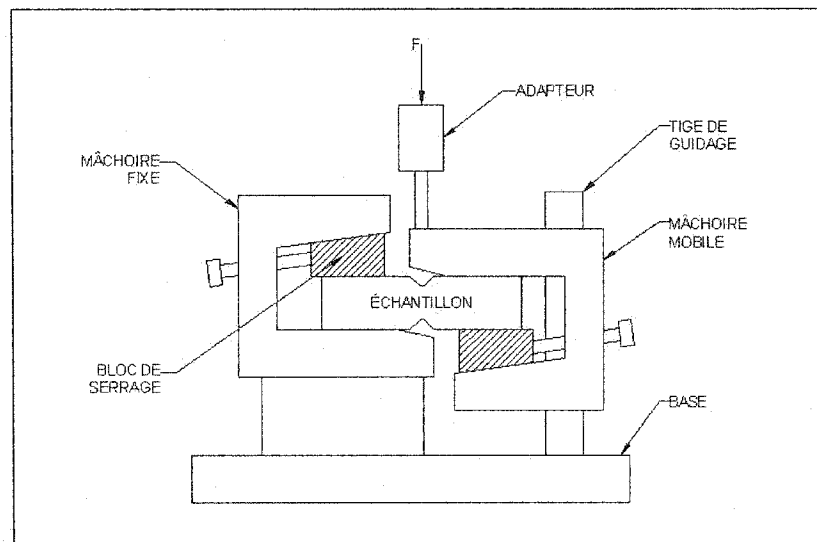


Figure 2.14 - Montage de cisaillement

CHAPITRE 3

PRÉSENTATION ET ANALYSE DES RÉSULTATS

Ce troisième chapitre porte sur l'analyse des résultats expérimentaux obtenus lors des différents essais en laboratoire. L'étude de la perméabilité de tresses biaxiales 2 x 2 de fibres de verre mises à plat y est présentée ainsi que le comportement mécanique en traction, compression et cisaillement de composites composés de ce type de renfort. Avant d'analyser ces résultats, une caractérisation sommaire des renforts utilisés a été faite ainsi que le contrôle de la qualité des plaques fabriquées pour les échantillons d'essais mécaniques.

3.1 Caractérisation des renforts tressés

Les renforts sont tous réalisés à partir de tresses 2-D bidirectionnelles tubulaires ayant un diamètre de 1 po lorsque leur angle de tressage est de $\pm 45^\circ$. Elles sont fabriquées à partir de 64 mèches de fibres de verre E entrelacées selon un patron de tressage 2 x 2. Une mise à plat de ces tresses a été effectuée en les découpant selon leur longueur en fixant des angles de tressage de $\pm 35^\circ$, $\pm 45^\circ$ et $\pm 50^\circ$.

3.1.1 Caractéristiques géométriques des tresses à sec

Une caractérisation géométrique très sommaire des tresses à sec a été effectuée pour faciliter l'analyse ultérieure des résultats. Tout d'abord, on a vérifié la variation de l'épaisseur des tresses suite à la mise à plat pour les trois angles de tressage. Les résultats obtenus sont présentés au tableau 3.1. L'épaisseur peut être presque considérée comme constante sur la plage d'angles étudiés.

Tableau 3.1 - - Épaisseur d'une couche en fonction de l'angle de tressage

Angle de tressage	Épaisseur d'une couche (mm)
$\pm 35^\circ$	0,40
$\pm 45^\circ$	0.43
$\pm 50^\circ$	0.42

Ensuite, l'unité de répétition d'une tresse est définie comme étant la plus petite surface rectangulaire pouvant reproduire le patron de tressage en juxtaposant plusieurs translations de cette surface. L'unité de répétition d'une tresse biaxiale 2x2 est illustrée à la figure 3.1 où L_{UR} est la largeur de l'unité et H_{UR} sa hauteur. Pour chaque angle de tressage, on a donc mesuré grossièrement les dimensions de cette unité (tableau 3.2) dans le but d'avoir une idée générale de la variation de la géométrie dans le plan de la tresse. Évidemment, plus l'angle de tressage est élevé, plus la hauteur est faible et la largeur est grande. Ces deux dimensions varient donc inversement avec l'angle entre les mèches.

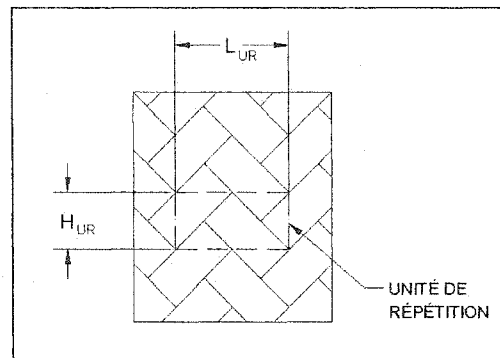


Figure 3.1 - Unité de répétition d'une tresse biaxiale 2 x 2

Tableau 3.2 - Dimensions de l'unité de répétition pour chaque angle de tressage

Angle de tressage	Largeur de l'unité de répétition L_{UR} (mm)	Hauteur de l'unité de répétition H_{UR} (mm)
$\pm 35^\circ$	5	3.5
$\pm 45^\circ$	6.2	2.8
$\pm 50^\circ$	6.7	2.6

3.1.2 Variation du taux de fibres des tresses en fonction de différents paramètres

Pour avoir une idée générale de la variation de l'espacement entre les mèches en fonction de l'angle de tressage, on a noté la fraction volumique de fibres en fonction de l'épaisseur de la couche de tresse. Lors de la mesure de la perméabilité, on a dû peser les renforts à différents angles de tressage afin de connaître leur masse surfacique. Ensuite, avec différentes hauteurs de moules, on a calculé la fraction volumique de fibres sèches dans le moule avec la relation :

$$V_f = \frac{m_{\text{surf}} \times n}{\rho_f \times h} \quad (3.1)$$

où :

V_f : fraction volumique de fibres

m_{surf} : masse surfacique du renfort (g/m^2)

n : nombre de couches

ρ_f : masse volumique de la fibre de verre = $2.55 \times 10^6 \text{ g/m}^3$

h : hauteur de la cavité (m)

Ensuite, en supposant que l'épaisseur d'une couche est égale à la hauteur du moule divisée par le nombre de couches, on a tracé le graphe de la figure 3.2.

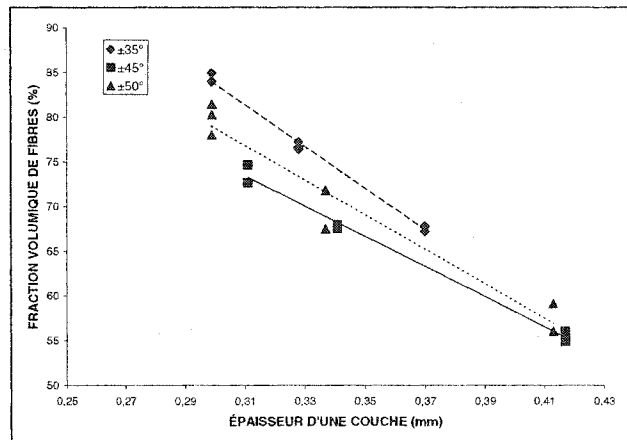


Figure 3.2 - Variation de la fraction volumique fibres en fonction de l'épaisseur pour chaque angle de tressage

Évidemment, plus une couche est comprimée, plus le taux volumique de fibres augmente. Cette augmentation est d'autant plus marquée que l'angle est éloigné de 45° . Ceci est expliqué par le fait que plus on s'en éloigne, plus la masse surfacique augmente. Une même variation d'épaisseur (h/n) dans l'équation 3.1 entraîne un plus grand écart de taux de fibres pour une masse surfacique élevée. Les masses surfaciques moyennes mesurées pour chaque angle de tressage sont indiquées au tableau 3.3 de la section suivante. Il est intéressant de noter

que pour les tresses employées lors de ce projet, elles ont toutes le même taux de fibres, soit 53%, à une épaisseur d'environ 0.43mm.

Ensuite, pour une même épaisseur de couche, on remarque que plus on s'éloigne de l'angle de tressage nominal, soit $\pm 45^\circ$, plus le taux de fibres est élevé (fig. 3.3), ce qui indique que l'espacement entre les mèches diminue et cause l'augmentation de la masse surfacique.

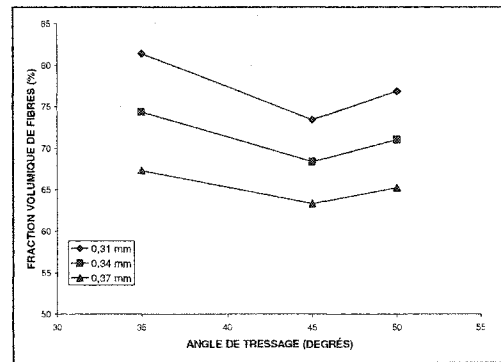


Figure 3.3 - Variation de la fraction volumique de fibres en fonction de l'angle de tressage

Finalement, on a estimé l'angle d'ondulation maximal des mèches en fonction de l'épaisseur d'une couche de tresse. Cet angle est estimé par [10] :

$$\theta_{\max} = \tan^{-1} \left(\pi \frac{\delta}{\lambda} \right) \quad (3.2)$$

où :

θ_{\max} : angle maximal d'ondulation
 δ : amplitude d'ondulation
 λ : période

La figure 1.7 du chapitre 1 illustre les divers paramètres de cette équation. On a tout d'abord mesuré la période d'ondulation λ qui est égale à environ 8 mm pour les trois angles de tressage. On a supposé que l'amplitude d'ondulation δ correspondait à la moitié de l'épaisseur d'une couche. Le graphe de la figure 3.4 représente d'angle maximal d'ondulation en fonction de la fraction volumique de

fibres. Pour un même taux de fibres, l'angle d'ondulation est plus faible à un angle de tressage de $\pm 45^\circ$ puisque l'épaisseur d'une couche y est le moins élevé. Les droites correspondant à chaque angle de tressage n'y sont pas parallèles étant donné que la fraction volumique de fibres ne varie pas au même taux en fonction de l'épaisseur d'une couche (fig. 3.2) pour chaque configuration de tresse.

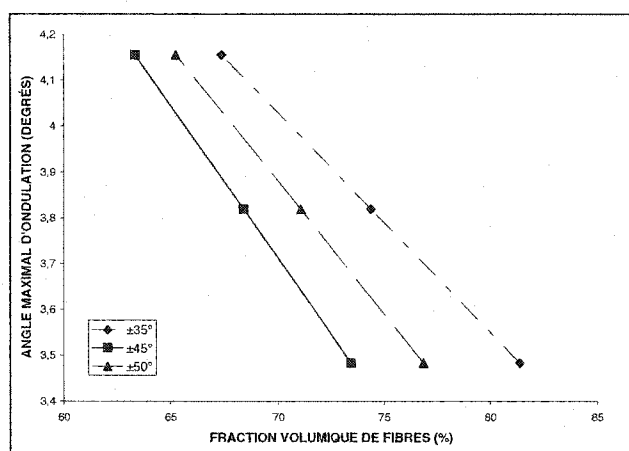


Figure 3.4 - Angle d'ondulation maximal des mèches en fonction de la fraction volumique de fibres

3.1.3 Vérification de l'atteinte de l'angle de blocage

Les renforts tressés à plat peuvent être comparés à des renforts tissés où les orientations des fibres de la chaîne et de la trame présentent toute une gamme d'angles et non seulement 90° comme la plupart des tissus. Les phénomènes appliqués aux renforts tissés cisailés s'appliquent donc aux renforts tressés employés dans cette étude.

Heardman et al. [55] ont établi la relation suivante entre le taux de fibres et l'angle de cisaillement des renforts tissés :

$$V_{fc} = \frac{V_{f0}}{\cos \alpha} \quad (3.3)$$

où :

V_{fc} : fraction volumique de fibres du renfort cisailé

V_{f0} : fraction volumique de fibres du renfort non cisailé

α : angle de cisaillement

Étant donné que l'épaisseur varie très peu avec l'angle (tableau 3.1), on peut la supposer constante et ainsi remplacer les fractions volumiques de l'équation 3.3 par les masses surfaciques. La masse surfacique doit donc varier linéairement par rapport à $1/\cos\alpha$. Si cette relation n'est pas suivie, c'est qu'il y a eu blocage des fibres et ondulation du renfort. Ce phénomène n'est pas souhaitable puisqu'il modifie grandement l'architecture du renfort [55].

On a donc vérifié si on a causé un blocage des fibres, ce qui aurait eu un impact certain sur la perméabilité et les propriétés mécaniques. On a posé un cisaillement nul pour l'angle de tressage de $\pm 45^\circ$, où les mèches des deux directions sont perpendiculaires. Cette hypothèse est compatible avec la relation 3.3 énoncée précédemment. Les autres angles de cisaillement sont présentés au tableau 3.3. Grâce à ces données, on a pu tracer le graphique de la figure 3.5.

Tableau 3.3 - Angle de cisaillement et masse surfacique pour les angles de tressage utilisés

Angle de tressage	Masse surfacique moyenne (g/m^2)	Angle de cisaillement α	$1/\cos\alpha$
$\pm 35^\circ$	640.67	10°	1.305
$\pm 45^\circ$	587.59	0°	1.064
$\pm 50^\circ$	604.71	5°	1

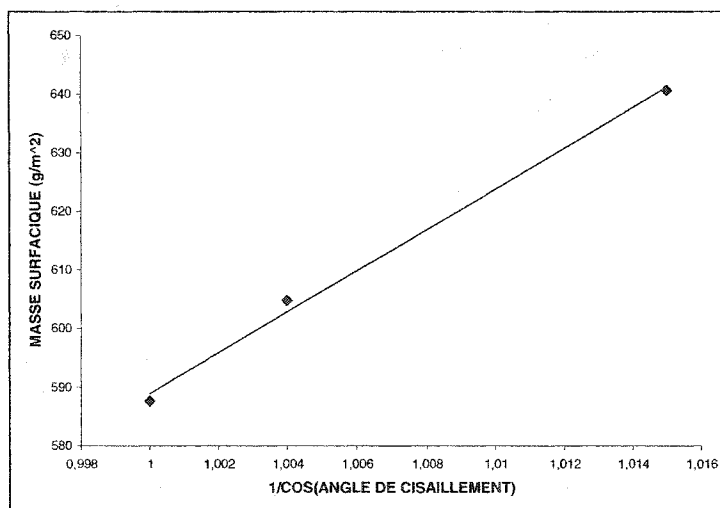


Figure 3.5 - Masse surfacique en fonction de $1/\cos(\text{angle de cisaillement})$

On remarque que la relation linéaire est bien suivie pour l'ensemble des angles. En s'éloignant de l'angle de tressage de $\pm 45^\circ$, les mèches se sont rapprochées les unes des autres pour augmenter la masse surfacique du renfort. Il n'y a pas eu de blocage des fibres. Donc, comme on le désirait, on a seulement fait varier le taux de fibres et leur orientation sans toutefois modifier l'architecture des tresses.

3.2 Contrôle de la qualité des plaques fabriquées

Une discussion sur le procédé employé pour la fabrication des plaques à renforts tressés et unidirectionnels est présenté à la section suivante. Ensuite, on retrouve l'évaluation des taux de fibres, des masses volumiques et des taux de vide ainsi que l'estimation de l'angle d'ondulation des fibres pour chacune des plaques réussies.

3.2.1 Procédé de fabrication des plaques

3.2.1.1 Étapes de mise au point du procédé de fabrication des plaques à renforts tressés sous membrane flexible

Le procédé de fabrication sous membrane flexible utilisé pour la fabrication des plaques à renforts tressés est inspiré d'un montage de fabrication de ressorts composites. Ce procédé n'était donc pas éprouvé et d'une plaque à l'autre, on a dû apporter des modifications aux diverses manipulations nécessaires en réponse aux problèmes rencontrés. Les lignes qui suivent présentent le processus de mise au point de ce nouveau procédé de fabrication ainsi que quelques recommandations utiles pour une utilisation ultérieure.

Pour la fabrication de la première plaque de tresses à $\pm 35^\circ$, la résine mélangée à l'accélérateur et au durcisseur a été chauffée à 60°C pendant environ 4 heures dans un bain thermostaté afin de diminuer sa viscosité et ainsi faciliter l'injection. Les tresses, les torsades et la membrane ont été placées dans le moule qui a ensuite été refermé et placé dans le four à 60°C avec le réservoir d'injection. On a eu recours à un thermocouple de surface pour vérifier la température. Lorsque la température a été atteinte, on a procédé à l'injection à l'extérieur du four selon la méthode décrite à la section 2.2.2.1. Environ 7 minutes après le début de l'injection, la résine a commencé à sortir par l'évent. La plaque résultante était satisfaisante malgré de très légères accumulations au niveau des torsades aux extrémités de la plaque.

La même procédure de fabrication a été appliquée pour la plaque suivante. L'injection ne s'est cependant pas aussi bien passée. En effet, la résine est devenue très visqueuse pendant l'injection. Pour compenser ce phénomène et avoir un temps d'injection satisfaisant, la pression d'injection a été augmentée de

30 psi à 35 psi. La résine a commencé à sortir par l'évent après environ 25 minutes. Cependant, l'écart entre la pression d'injection (35 psi) et celle sur la membrane (25 psi) étant trop grand, il y a eu formation d'îlots de résine pure à la surface de la plaque (fig. 3.6). À ce moment, l'augmentation soudaine de la viscosité de la résine a été attribuée à la température de la cavité du moule qui n'avait probablement pas atteint 60°C. La température du moule était vérifiée sur sa surface, mais l'air à l'intérieur de la cavité a probablement joué un rôle d'isolant et ralenti le réchauffement de la cavité. À la fabrication de la troisième plaque, un thermocouple a été placé à l'intérieur du moule afin de connaître la température exacte dans la cavité et l'injection a été réalisée à l'intérieur du four pour éviter que le moule refroidisse pendant l'injection. La résine a commencé à sortir après 6 minutes et aucune accumulation ne s'est produite sur la plaque.

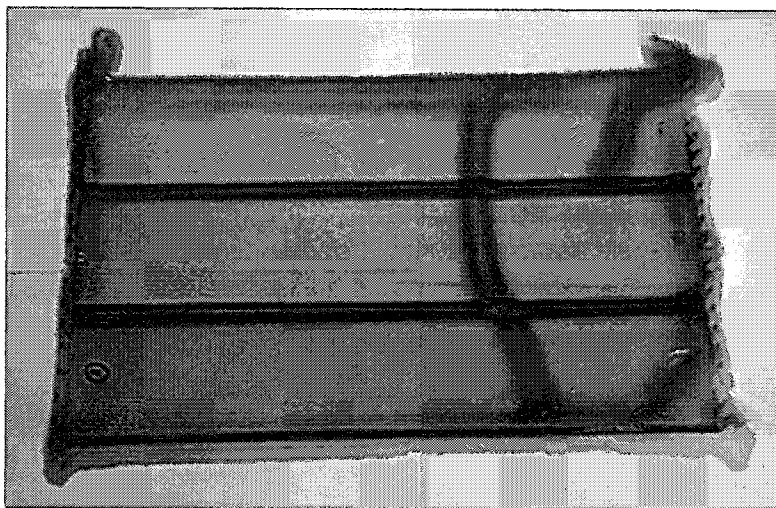


Figure 3.6 - Deuxième plaque à renforts tressés fabriquée avec accumulations de résine

Trouvant que le temps de chauffe du moule était trop long, ce dernier ainsi que le réservoir d'injection ont été placés dans le four à 80°C pour accélérer le processus de chauffe. Au moment où le moule a atteint 60°C, le réservoir était à une température plus élevée, ce qui a diminué la viscosité de la résine à un point

tel que l'injection s'est faite en seulement 3 minutes. Il y a alors eu accumulation de résine sur tout le pourtour de la plaque (fig. 3.7).

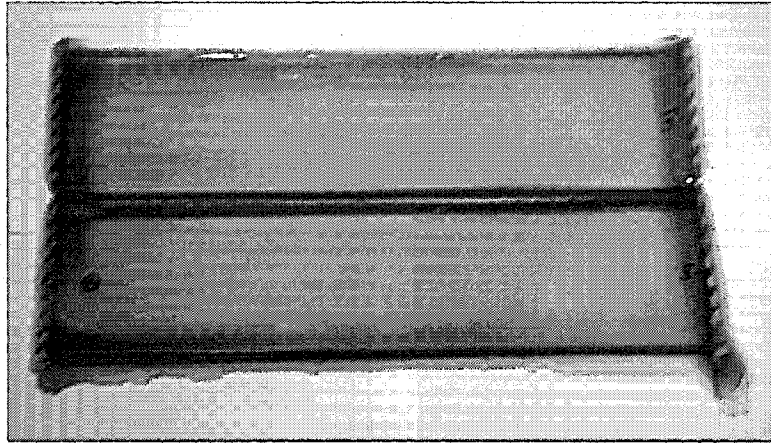


Figure 3.7 - Quatrième plaque avec une résine de trop faible viscosité

Sur la majorité des plaques précédentes, il y avait des accumulations au niveau des torsades. Ces dernières soulevaient légèrement la membrane au-dessus du niveau des renforts. On croyait alors qu'elles favorisaient l'écoulement de la résine entre la membrane silicone et les renforts et par la même occasion, la formation d'ilots de résine pure. Pour la cinquième plaque, la torsade à l'entrée de la résine a été retirée, ce qui n'a pas été un choix judicieux. En effet, le débit de résine était extrêmement faible. La pression sur la membrane a tout d'abord été diminuée de 25 psi à 20 psi. Ne constatant pas de changement notable, on l'a réduite à 15 psi pour finalement l'enlever complètement. Il n'y avait donc plus de pression sur la membrane pour forcer la résine à passer dans le renfort et de grands ilots se sont formés (fig. 3.8). En retirant la torsade, la pression sur la membrane faisait entrer cette dernière dans le canal de répartition de la résine. Les renforts étaient donc coincés, ce qui avait pour effet de réduire grandement leur perméabilité à cet endroit et ainsi empêcher l'écoulement de résine.

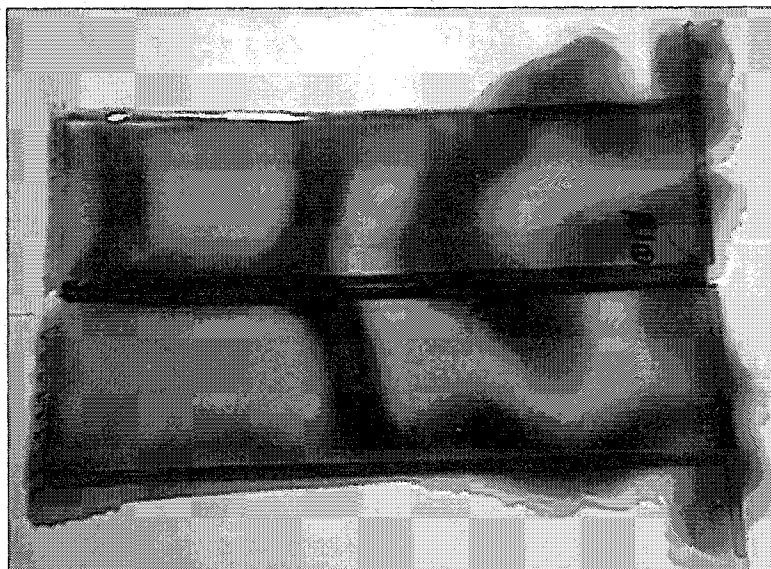


Figure 3.8 - Cinquième plaque avec injection sans torsades

Suite aux problèmes rencontrés, on a décidé de remettre des torsades dans les canaux de répartition de la résine. Ensuite, on a fermé le moule seulement après que les diverses composantes aient atteint la température de 60°C. La préchauffe se faisait ainsi en moins de temps grâce à l'élimination de l'air isolant à l'intérieur de la cavité du moule fermé. Le contrôle de la température des composantes du moule était aussi grandement facilité. Les trois plaques suivantes ont été bien réussies à l'exception de la plaque 7, où une trop grande quantité de résine a été évacuée. À la plaque 6, on a remarqué que le temps de chauffe de la résine était peut-être trop long puisque la viscosité semblait avoir légèrement augmenté. Une lente polymérisation de la résine se produisait donc à 60°C. On a donc procédé à la chauffe de la résine une heure seulement avant l'injection des plaques suivantes.

Après la fabrication de chaque plaque, de la résine restait collée à la membrane malgré l'agent de démoulage. On devait donc gratter la membrane pour la nettoyer, ce qui l'endommageait à chaque fois. Les particules de silicone ainsi arrachées favorisaient l'adhérence à la fabrication suivante. Après la huitième

plaque, voyant que la membrane était très endommagée, on a placé un film de démoulage en nylon entre la membrane et les renforts. Après 6 minutes, la résine a commencé à sortir extrêmement rapidement. Il y a alors eu injection d'un peu d'air et trop de résine a été évacuée, ce qui a résulté en une mauvaise imprégnation des renforts. On a donc éliminé le film de démoulage et remplacé l'agent de démoulage 700-NC par du 800-NC lors de la fabrication de la dixième plaque. Encore une fois, la sortie par l'évent s'est faite très rapidement et il y a eu des accumulations à divers endroits. De plus, l'agent de démoulage 800-NC était probablement périmé compte tenu de la contamination de la résine. En effet, la plaque présentait de nombreuses taches plus foncées (fig. 3.9).

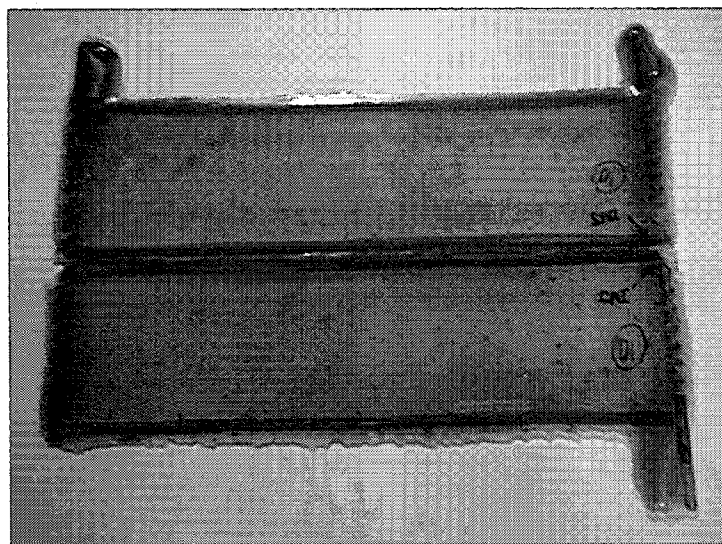


Figure 3.9 - Dixième plaque avec contamination de la résine par l'agent de démoulage

Une nouvelle membrane silicone a été employée à la onzième plaque. Contrairement à la précédente, elle était translucide. Puisqu'il restait très peu de plaques à fabriquer, on ne s'est pas préoccupé de l'endommagement de la membrane et on a réutilisé l'agent de démoulage 700-NC initial sans film de démoulage. On a obtenu une très bonne imprégnation des renforts et aucune accumulation de résine comme en témoigne la figure 3.10. À l'ouverture du

moûle, on a remarqué que la membrane avait jauni. Elle s'est donc dégradée même si on l'a chauffée à une température (170°C à la cuisson) inférieure à celle prescrite par le fournisseur (220°C). Ses propriétés mécaniques se sont alors modifiées. Ceci peut donc expliquer en partie pourquoi le débit de résine lors de la fabrication des deux dernières plaques avec la première membrane était si élevé.

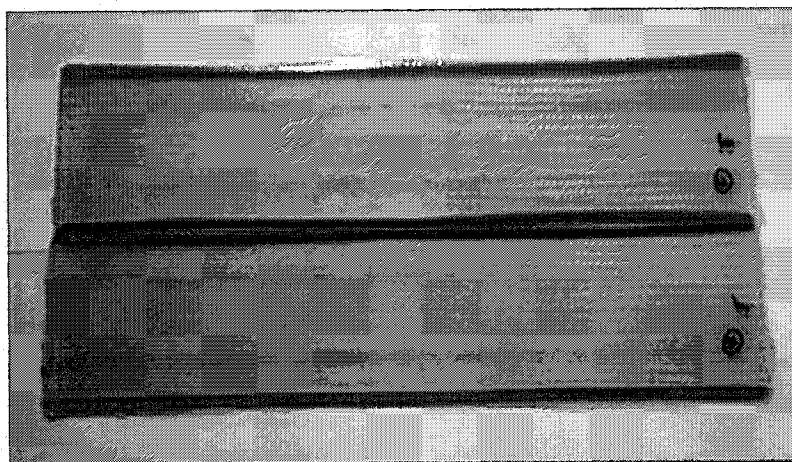


Figure 3.10 - Onzième plaque parfaitement réussie avec une nouvelle membrane

Finalement, même si on a procédé exactement de la même manière que pour la plaque précédente, il y a eu des accumulations de résine sur tout le pourtour de la douzième plaque. La modification des propriétés mécaniques de la membrane à chaque cuisson est donc grandement responsable des accumulations de résine à la surface des plaques.

3.2.1.2 Fabrication des plaques à fibres unidirectionnelles

Diverses méthodes ont été expérimentées pour la fabrication de la plaque à fibres unidirectionnelles. Tout d'abord, on a tenté de la fabriquer par le procédé sous membrane flexible. Avec une pression d'injection de 30 psi et une pression sur la membrane de 25 psi, il y avait un débit de résine presque nul à cause de la

perméabilité très élevée du renfort. La pression sur la membrane a donc été graduellement diminuée et complètement enlevée pour obtenir un débit satisfaisant. À ce moment, la résine a passé entre la membrane et le renfort et il y a eu des accumulations importantes à la surface de la plaque (fig. 3.11).

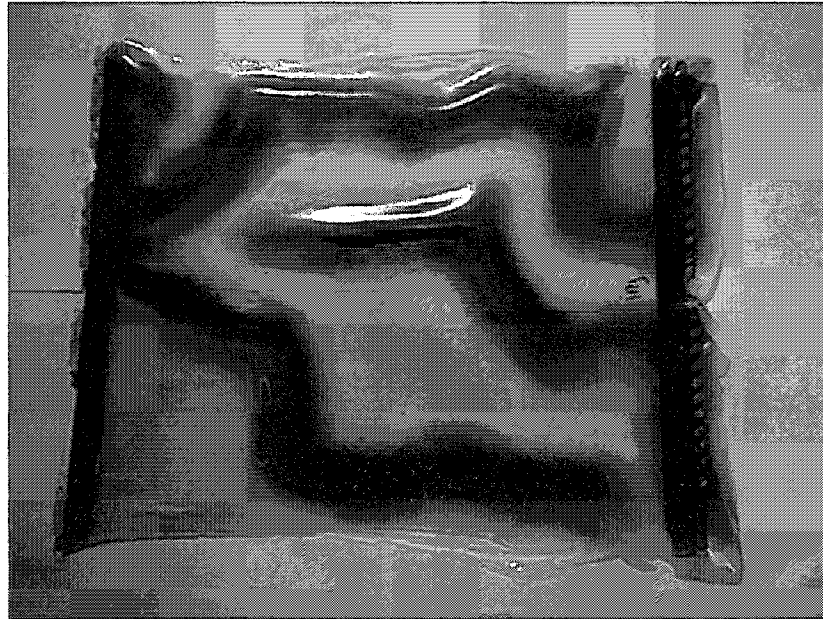


Figure 3.11 - Plaque à fibres unidirectionnelles fabriquée par le procédé sous membrane flexible

Ensuite, à partir d'un échantillon de fibres unidirectionnelles d'une largeur de 10 cm, on a testé la possibilité d'utiliser le procédé d'infusion. La base du moule a été employée avec un film de démoulage et un film plastique résistant à haute température à la place de la membrane silicone. Le vide a été appliqué à l'évent et on a relié un contenant la résine à 60°C. Dès le début de l'infusion, le front d'écoulement se déplaçait très lentement. À environ la moitié de la longueur totale de la plaque, soit 18 cm du point d'entrée de résine, le front était presque arrêté. Le procédé de fabrication par infusion n'était donc pas approprié pour les renforts à fibres unidirectionnelles de très faible perméabilité.

Finalement, on a opté pour le procédé par sac sous vide. En appliquant manuellement la résine sur les renforts avant la cuisson, on s'assurait de la bonne imprégnation et on évitait les accumulations excessives de résine. La procédure et le montage employés sont décrits au chapitre 2. La plaque ainsi obtenue est présentée à la figure 3.12.

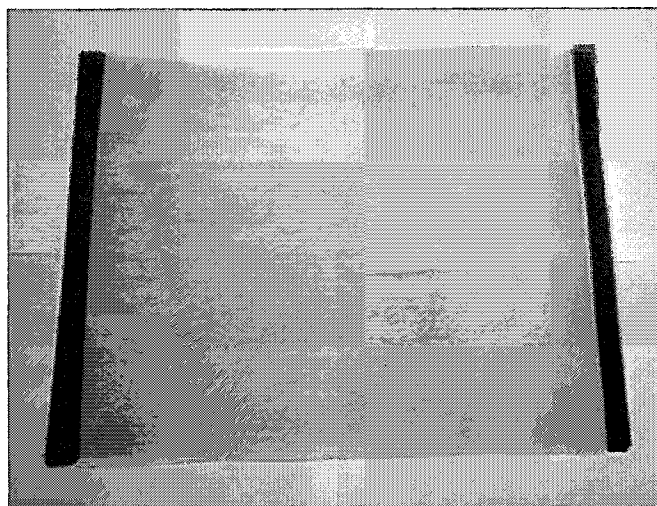


Figure 3.12 - Plaque à fibres unidirectionnelles fabriquées par sac sous vide

3.2.1.3 Recommandations relatives au procédé de fabrication sous membrane flexible

Le taux de réussite lors de la campagne de fabrication des plaques a été relativement faible étant donné que la mise au point du procédé se faisait de façon simultanée à la fabrication. Seulement cinq plaques sur les treize fabriquées ont présenté une bonne imprégnation des fibres et des accumulations de résine relativement faibles. À la lumière des problèmes rencontrés, quelques recommandations peuvent être émises pour une utilisation ultérieure du procédé de fabrication de plaques sous membrane flexible.

Tout d'abord, il est préférable de préchauffer le moule ouvert pour assurer l'atteinte de la température désirée à l'intérieur de la cavité. La vérification de la température du moule à l'aide d'un thermocouple de surface est ainsi grandement facilitée.

Ensuite, puisque la résine commençait à polymériser légèrement à 60°C, il serait préférable de la chauffer à 50°C, ce qui ralentirait sa polymérisation. Au contact du moule à 60°C lors de l'injection, la viscosité de la résine diminuerait tel que désiré.

La variation des propriétés mécaniques de la membrane à chaque cuisson à haute température (170°C) est probablement à l'origine des problèmes d'accumulation de résine. La première plaque fabriquée avec une membrane neuve a été bien réussie dans les deux cas. Il aurait donc été préférable de procéder à une cuisson à 100°C pendant environ une heure et ensuite faire une post-cuisson à 170°C sur le moule ouvert sans membrane pour compléter la polymérisation. En la chauffant à une température moindre, la membrane ne se serait pas dégradée et aurait conservé ses propriétés mécaniques d'origine. De plus, on l'aurait moins endommagée à chaque nettoyage car la résine qui y serait collée serait moins polymérisée et plus facile à retirer.

Finalement, le procédé de fabrication de plaques sous membrane flexible n'est pas du tout approprié lorsque le renfort a une perméabilité très faible comme les fibres unidirectionnelles. Il serait intéressant d'éventuellement déterminer de façon plus précise quelle est la perméabilité minimale permise. De plus, pour chaque perméabilité de renfort, il y a une combinaison pression d'injection–pression sur la membrane qui est optimale. Une étude plus approfondie de ce sujet pourrait aussi augmenter l'efficacité de ce procédé de fabrication.

3.2.2 Contrôle de qualité des plaques fabriquées

3.2.2.1 Taux volumique de fibres

La cavité du moule de fabrication des plaques à renforts tressés ayant une frontière flexible, il est possible que le taux de fibres ne soit pas constant sur toute la longueur d'une plaque. Pour le vérifier, deux échantillons de 25 mm x 25 mm ont été pris à des distances de 7.5, 15 et 23 cm du point d'injection sur une plaque de chaque angle de tressage. Les résultats obtenus par pyrolyse selon la norme ASTM D2584 [46] sont présentés à la figure 3.13. Il est important de noter que cette norme permet de mesurer le taux massique de fibres. À partir de la masse volumique des fibres et de l'époxy (mesurée expérimentalement), on a pu déterminer la fraction volumique de fibres.

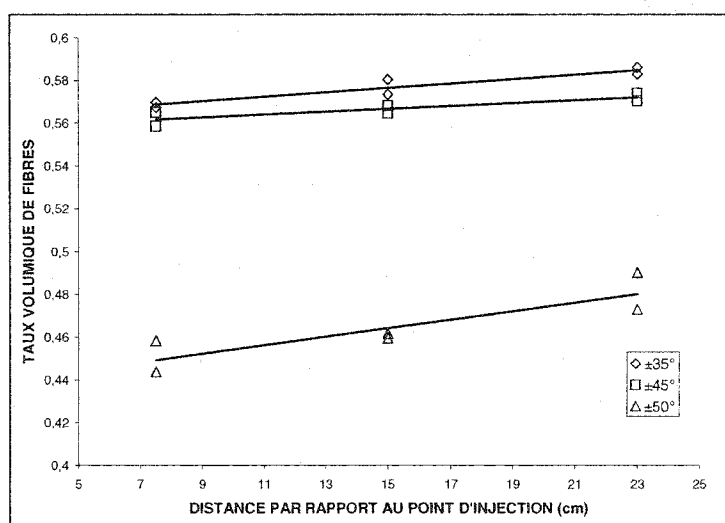


Figure 3.13 - Taux volumique de fibres en fonction de la distance par rapport au point d'injection

On sait que la pression sous la membrane varie linéairement entre le point d'injection (30 psi) et l'évent (14.7 psi). La pression de compaction des renforts étant égale à la différence entre la pression sur la membrane et sous celle-ci, elle passait de -5 psi à 10.3 psi. Le taux volumique de fibres *pendant l'injection* augmentait probablement linéairement au fur et à mesure qu'on s'approchait de l'évent. Par contre, à la fermeture de l'évent et du port d'injection, la pression de la membrane était augmentée à 50 psi. La pression de compaction devenait alors constante sur toute la surface de la plaque. À priori, on aurait pu croire que la résine non polymérisée se serait alors répartie également dans la cavité et que le taux de fibres deviendrait constant. Le graphe de la figure 3.13 démontre le contraire. En effet, on conserve une variation linéaire du taux volumique de fibres. Cette variation est sensiblement constante pour l'ensemble des trois angles de tissage. Si l'écart entre la pression de compaction à l'entrée et à la sortie du moule avait été plus grand, la variation du taux volumique de fibre aurait alors été plus marquée.

Le tableau 3.4 présente le pourcentage d'écart entre les taux de fibres moyens à une distance de 7.5 cm et 23 cm du point d'injection. L'écart étant relativement faible, on considèrera que le taux de fibres est constant sur toute la surface de la plaque lors de l'analyse des résultats des essais mécaniques.

Tableau 3.4 - Écart entre les taux de fibres des deux extrémités d'une plaque pour chaque angle de tissage

Angle de tissage	Distance par rapport au point d'injection (cm)	Taux volumique de fibres moyen	Pourcentage d'écart
±35°	7.5	0.5685	2.8
	23	0.5846	
±45°	7.5	0.5618	1.8
	23	0.5722	
±50°	7.5	0.4510	6.4
	23	0.4816	

Le taux de fibres a aussi été mesuré pour chaque plaque dans laquelle ont été découpés des échantillons pour les essais mécaniques. Lorsque possible, les échantillons de pyrolyse ont été prélevés dans les retailles après la découpe des échantillons. Sinon, un échantillon par plaque a été découpé à partir d'un échantillon de traction après l'essai mécanique dans la zone la moins endommagée. Les taux de fibres moyens mesurés sont présentés dans le tableau 3.5. Le coefficient de variation y est égal au rapport entre l'écart-type et la moyenne en pourcentage. La nomenclature utilisée pour identifier les plaques est la suivante :

PL XX – Y

où :

XX : numéro de la plaque fabriquée (rang lors de la fabrication)

Y : numéro de la lisière de tresse dans la plaque XX

Les plaques de tresses à $\pm 35^\circ$ étaient formées de 3 lisières (fig. 3.6) alors que pour des angles de $\pm 45^\circ$ et $\pm 50^\circ$, on a utilisé seulement 2 lisières (fig 3.7 à 3.10).

Tableau 3.5 - Taux volumiques de fibres des plaques utilisées

Angle de tressage	Plaque	Nombre d'échantillons de pyrolyse	Taux volumique de fibres moyen	Écart-type	Coeff. de variation (%)
Unidirec.	Unidirec.	3	0.6847	0.0034	0.49
$\pm 35^\circ$	PL1-1	1	0.5235	-	-
	PL1-2	1	0.5181	-	-
	PL1-3	2	0.5419	0.0044	0.81
	PL8-1	3	0.5718	0.0051	0.89
$\pm 45^\circ$	PL3-1	3	0.5107	0.0040	0.78
	PL3-2	1	0.5129	-	-
	PL11-1	1	0.5675	-	-
	PL11-2	6	0.5668	0.0053	0.94
$\pm 50^\circ$	PL6-1	1	0.3929	-	-
	PL6-2	1	0.3937	-	-
	PL12-1	6	0.4644	0.0157	3.4
	PL12-2	1	0.4580	-	-

En comparant les valeurs obtenues pour les différentes lisières d'une même plaque, on remarque que le taux de fibres est presque constant d'une lisière à l'autre. Le procédé de fabrication ne permettait pas d'avoir un même taux de fibres pour toutes les plaques. Ceci est du à la quantité de résine évacuée qui n'est pas toujours la même. De plus, la membrane flexible ne permettait pas d'obtenir une épaisseur de plaque constante.

3.2.2.2 Masse volumique et taux de vide

La meilleure façon de vérifier la qualité de l'imprégnation du renfort est de déterminer le taux volumique de vide. Évidemment, moins il y a de vides, meilleure est l'imprégnation. Avant de faire la pyrolyse, la masse volumique des échantillons ne provenant pas d'échantillons de traction testés a été mesurée ainsi que la masse volumique d'un échantillon d'époxy pure selon la méthode proposée par la norme ASTM D792 [47]. Les fissures présentes dans la matrice des échantillons testés auraient entraîné un taux de vide plus élevé que dans la réalité. C'est pour cette raison qu'on les a rejetés. Le tableau 3.6 présente les masses volumiques obtenues.

Tableau 3.6 - Masses volumiques mesurées

Angle de tressage	Plaque	Nombre d'échantillons	Masse volumique moyenne (kg/m ³)	Écart-type	Coeff. de variation (%)
Unidirec.	Unidirec.	3	2084.92	15.145	0.73
±35°	PL1-3	2	1938.16	3.496	0.18
	PL8-1	3	1974.15	7.864	0.4
±45°	PL3-1	3	1892.79	5.993	0.32
	PL11-2	6	1968.46	10.371	0.53
±50°	PL12-1	6	1828.99	21.627	1.2
Epoxy		1	1199.67	-	-

Ensuite, le taux massique de fibres a été mesuré par la norme ASTM D2584 [46]. À l'aide de ces taux, des masses volumiques et de l'équation de la norme ASTM D2734 [48], on a calculé les taux de vides présentés au tableau 3.7.

Tableau 3.7 - Taux volumiques de vide

Angle de tressage	Plaque	Nombre d'échantillons	Fraction massique de fibres moyenne	Taux de vide moyen (%)
Unidirec.	Unidirec.	3	0.8299	2.097
$\pm 35^\circ$	PL1-3	2	0.7128	0.07
	PL8-1	3	0.7369	0.247
$\pm 45^\circ$	PL3-1	3	0.6864	0.253
	PL11-2	6	0.7329	0.197
$\pm 50^\circ$	PL12-1	6	0.6450	0.372

Pour calculer le taux de vide, on a supposé que la masse volumique d'époxy était la même dans un bloc pur (tel que mesuré) que dans un composite. Des différences dans la cuisson, la pression et les forces moléculaires de la surface du renfort font en sorte que la masse volumique de la résine dans le composite est plus faible. Ainsi, pour de très faibles taux de vide tels que ceux obtenus, les valeurs obtenues sont plus faibles qu'en réalité [48].

Les valeurs de taux de vide mesurés démontrent qu'une excellente imprégnation des fibres est possible par le procédé de fabrication de plaques sous membrane flexible. Finalement, le taux de vide de la plaque unidirectionnelles aurait pu être plus faible en utilisant un film de démoulage ayant une perméabilité moins élevée pour chasser moins de résine ou en appliquant un vide plus faible.

3.2.2.3 Estimation de l'ondulation des fibres dans les plaques fabriquées

Sachant que l'ondulation des fibres d'un composite à renfort tressé a un impact sur ses propriétés mécaniques, on a tenté d'estimer l'angle d'ondulation maximal pour chaque plaque utilisée à l'aide des relations et données disponibles. À cette fin, on a eu recours à la relation 3.2 [10].

Ensuite, à cause de l'épaisseur variable des plaques, l'amplitude d'ondulation n'est pas toujours la même. Toutes les plaques contenant 4 couches de tresses composées de deux réseaux de mèches inclinées, on a supposé que l'amplitude d'ondulation était égale à l'épaisseur d'une mèches, soit 1/8 de l'épaisseur de la plaque. Cette déduction de l'amplitude suppose que les unités de répétition des tresses sont parfaitement alignées les une par rapport aux autres et qu'il y a aucune surépaisseur de résine pure à la surface des plaques, ce qui n'est pas le cas dans la réalité. Les angles d'ondulation présentés au tableau 3.8 sont donc des estimations qui seront utilisées à titre indicatif pour comparer les plaques entre elles et non des valeurs exactes de design.

Tableau 3.8 - Estimation des angles d'ondulation des fibres dans les plaques utilisées

Angle de tissage	Plaque	Épaisseur moyenne de la plaque (mm)	Amplitude d'ondulation (mm)	Angle maximal d'ondulation (degrés)
±35°	PL1-1	1.86	0.2325	5.22
	PL1-2	1.89	0.2363	5.30
	PL1-3	1.90	0.2375	5.22
	PL8-1	1.74	0.2175	4.88
±45°	PL3-1	1.73	0.2163	4.86
	PL3-2	1.76	0.2200	4.94
	PL11-1	1.62	0.2025	4.55
	PL11-2	1.62	0.2025	4.55
±50°	PL6-1	2.11	0.2638	5.91
	PL6-2	2.22	0.2775	6.22
	PL12-1	2.04	0.2550	5.72
	PL12-2	1.89	0.2363	5.30

3.3 Perméabilité des renforts tressés

La section qui suit présente et analyse les résultats obtenus lors des mesures de la perméabilité de renforts tressés tubulaires mis à plat. Des angles de tressage de $\pm 35^\circ$, $\pm 45^\circ$ et $\pm 50^\circ$ ont été considérés et trois taux de fibres ont été associés à chacun des cas. Ainsi, on sera en mesure d'analyser la perméabilité des tresses en fonction du taux de fibres et de l'angle de tressage.

3.3.1 Front d'écoulement

Pour l'ensemble des essais réalisés, le front d'écoulement avait une forme elliptique et non rectiligne. Le fluide avançait plus rapidement au centre du renfort que sur les côtés.

La cause principale d'un tel front est due au fait que le ruban adhésif laissé sur les côtés de chaque couche à la suite du découpage augmente localement l'épaisseur du renfort et donc, le taux de fibres. La densité de fibres plus élevée se fait sentir au-delà des 6mm occupés par le ruban adhésif. Sachant que la perméabilité est plus faible pour des fractions volumiques de fibres plus élevées, on comprend alors pourquoi le fluide se déplaçait de plus en plus lentement au fur et à mesure qu'on s'approchait des côtés. Le taux de fibres plus élevé sur les côtés du renfort a cependant présenté l'avantage d'éliminer l'apparition d'effets de bord.

La variation de fraction volumique de fibres sur les cotés a eu plus d'impact sur les renforts de faible largeur comme pour les tresses de $\pm 35^\circ$. Pour la méthode de mesure unidirectionnelle, la largeur de l'échantillon a une influence sur la précision des résultats. Plus cette dimension est élevée, plus les résultats sont fiables. Dans le cas du $\pm 35^\circ$, la largeur n'était pas très élevée (7.3 cm) et la

perturbation causée par le ruban adhésif avait alors plus d'impact. Comme en témoignent les résultats obtenus (tableau 3.10), les pourcentages d'écart sont en général plus élevés pour les angles de $\pm 35^\circ$ que pour les angles plus élevés où les échantillons sont plus larges.

3.3.2 Perméabilité

Pour chaque angle de tressage, on a d'abord tracé le graphe de la perméabilité en fonction du taux de fibres (fig 3.14). Pour les valeurs exactes des résultats de cette figure, se référer au tableau 3.9. Les graphes obtenus de la perméabilité, pression, position et vitesse du front en fonction du temps pour chacun des essais sont présentés à l'annexe E.

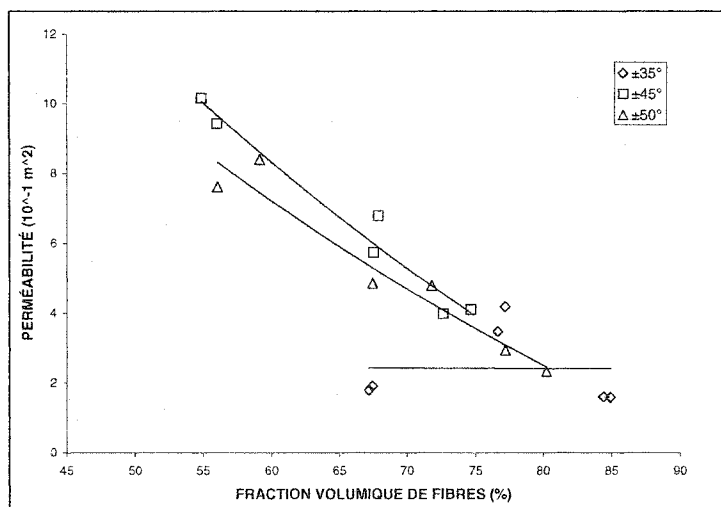


Figure 3.14 - Perméabilité en fonction du taux de fibres pour différents angles de tressage

**Tableau 3.9 - Résultats expérimentaux de mesure de perméabilité
sur les renforts tressés**

Angle	No essai	%vol. fibres	Nb. couches	Prof. moule (mm)	Pression (Bar)	Perméabilité (m ²)	Perméabilité moyenne (m ²)	% d'écart
±35°	1	67.18	4	1.48	2.5	1.788 e-11	1.906 e-11	11.67
	2	67.8			3.2	1.5 e-11 Rejetée		
	3	67.7			3.5	2.024 e-11		
	1	76.37	3	0.985	4	2.759 e-11 Rejetée	3.821 e-11	17
	2	77.17				4.176 e-11		
	3	76.64				3.465 e-11		
	1	84	3	0.896	4.2	2.84 e-11 Rejetée	1.593 e-11	1.43
	2	84.9				1.581 e-11		
	3	84.4				1.593 e-11		
±45°	1	54.9	3	1.252	2.2	10.17 e-11	9.779 e-11	7.2
	2	55.58				7.709 e-11 Rejetée		
	3	56.03				9.799 e-11		
	1	67.9	3	1.023	2.6	6.784 e-11	6.259 e-11	15
	2	67.5				5.733 e-11		
	1	74.64	3	0.934	3.2	4.099 e-11	4.043 e-11	2.73
	2	72.62				3.987 e-11		
±50°	1	56.06	3	1.239	3	7.603 e-11	7.999 e-11	9.43
	2	59.1			2	8.395 e-11		
	1	67.46	3	1.01	3	4.846 e-11	4.818 e-11	1.16
	2	71.78				4.79 e-11		
	1	81.42	3	0.896	3.8	1.71 e-11 Rejetée	2.635 e-11	1.63
	2	77.19				2.938 e-11		
	3	80.22				2.332 e-11		

Comme pour tous les autres types de renforts, la perméabilité diminue avec la fraction volumique de fibres. Le fluide ayant moins d'espace pour s'écouler, il se déplace plus difficilement et la perte de charge ou résistance du renfort à l'écoulement est plus importante.

Il est intéressant de noter que pour les angles de $\pm 45^\circ$ et $\pm 50^\circ$, où les masses surfaciques sont très proches, les courbes ont des pentes environ égales. Par contre, pour un angle de $\pm 35^\circ$, la perméabilité diminue très peu avec la croissance du taux de fibres. Comme mentionné précédemment, la masse surfacique y est très élevée. Étant donné que la perméabilité est presque constante, on peut supposer que les fibres sont compactées presque à leur niveau maximal et qu'un angle de tressage légèrement plus faible aurait fait apparaître le phénomène de blocage. La pente du graphique de la perméabilité en fonction du taux de fibres est donc un bon indicateur de la masse surfacique (compaction des fibres dans le plan) et du niveau de rapprochement du point de blocage.

Ensuite, pour les taux de fibres communs, soient 67% et 75%, on a tracé le graphique de la figure 3.15 de la perméabilité en fonction de l'angle de tressage à partir des courbes d'interpolation du graphe de la figure 3.14.

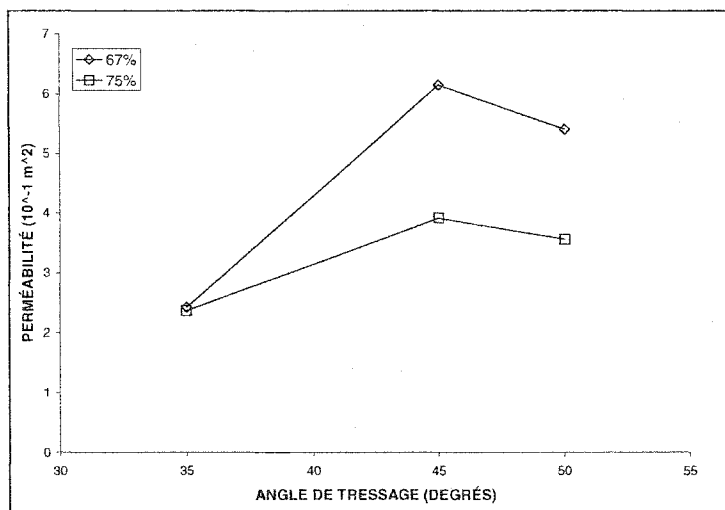


Figure 3.15 - Perméabilité en fonction de l'angle de tissage pour deux taux de fibres différents

Suivant le raisonnement précédent sur le blocage des fibres et d'après le graphe 3.15, on peut affirmer que les courbes de perméabilité pour différents taux de fibres se croisent au niveau de l'angle de blocage, soit légèrement moins que $\pm 35^\circ$. Avec l'augmentation de l'angle de tissage, deux phénomènes se produisent simultanément :

- La direction des fibres s'éloigne de la direction d'écoulement du fluide, ce qui a pour effet de diminuer la perméabilité.
- La diminution de la masse surfacique augmente la perméabilité (entre 0° et 45°).

De $\pm 35^\circ$ à $\pm 45^\circ$, la masse surfacique chute de façon marquée à cause de l'éloignement des mèches les unes des autres et la perméabilité augmente rapidement entre ces deux angles. La diminution de la perméabilité par la réorientation des fibres n'a alors presque pas d'effet. Cependant, entre $\pm 45^\circ$ et $\pm 50^\circ$, ce phénomène se combine à l'augmentation de la masse surfacique la pente du graphique diminue grandement. En résumé, pour avoir un écoulement

le plus rapide possible avec le même fluide et les mêmes conditions d'injection, on doit se rapprocher le plus possible d'un angle de tressage de $\pm 45^\circ$ où la perméabilité est maximale.

3.4 Caractérisation mécanique

Cette dernière partie porte sur l'étude du comportement mécanique des composites formés de renforts tressés de fibres de verre dans une matrice epoxy. Les propriétés en traction de la matrice sont exposées en premier lieu pour ensuite passer à l'analyse des propriétés d'un pli unidirectionnel en traction, compression et cisaillement. Ensuite, les propriétés de composites à renforts tressés soumis aux mêmes chargements sont présentés avant de discuter des mécanismes d'endommagement rencontrés lors des essais mécaniques.

3.4.1 Propriétés en traction de la matrice epoxy

La mesure expérimentale des propriétés en traction des fibres de verre étant très difficile, on a décidé de les déterminer à partir des propriétés de la matrice epoxy et d'un pli unidirectionnel. Des éprouvettes de traction ayant la géométrie spécifiée par la norme ASTM D638 [50] ont été fabriqués à partir de la résine EPON828 selon la méthode décrite au chapitre 2. Ils ont ensuite été étirés à une vitesse de 5 mm/min jusqu'à la rupture. Puisqu'une grande précision n'était pas nécessaire, on a décidé de ne pas utiliser de jauges de déformation. Les déformations ont été calculées à partir de la longueur initiale des éprouvettes (68 mm) et du déplacement de la mâchoire de la machine de traction.

La figure 3.16 présente une courbe contrainte-déformation typique obtenue lors des essais expérimentaux. On remarque que la matrice a un comportement légèrement ductile étant donné que la courbe n'est pas linéaire jusqu'à la rupture et présente un point d'écoulement. Le point A correspond à la contrainte et déformation à l'écoulement et le point B, aux mêmes propriétés à la rupture de l'éprouvette.

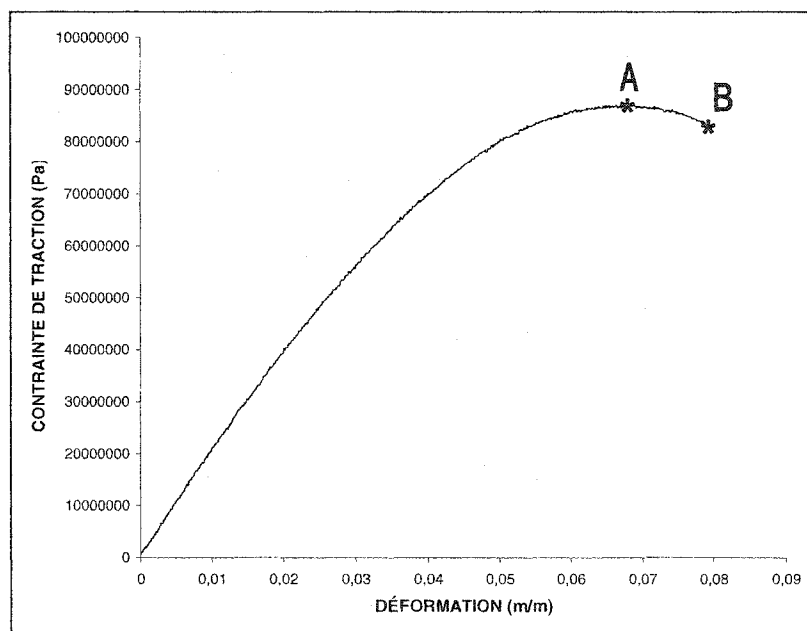


Figure 3.16 - Courbe contrainte-déformation de la matrice epoxy

Les propriétés de la matrice mesurées expérimentalement sont présentées au tableau 3.10. Les résultats détaillés pour chaque échantillon sont présentés à l'annexe F. En pratique, lorsque la contrainte d'écoulement est plus élevée que la contrainte à la rupture, on considère que la résistance du matériau est égale à la contrainte maximale atteinte lors des essais (point d'écoulement).

Tableau 3.10 - Propriétés en traction de la matrice epoxy

Propriété	Nb échantillons	Moyenne	Écart-type	Coeff. de variation (%)
Module de traction (GPa)	9	1.986	0.0033	0.17
Contrainte à l'écoulement (MPa)	5	87.30	1.68	1.93
Déformation à l'écoulement (m/m)	5	0.0661	0.0015	2.32
Contrainte à la rupture (MPa)	5	83.94	2.24	2.67
Déformation à la rupture (MPa)	5	0.078	0.0027	3.46
Résistance (MPa)	5	87.30	1.68	1.93

En général, les déformations mesurées présentent une plus grande dispersion que les autres propriétés comme en témoigne leurs coefficients de variation respectifs. Ayant été mesurées de façon moins précise, il est normal qu'elles soient plus dispersées. Les propriétés les plus importantes, soient le module et la résistance, ont des coefficients de variation très faibles et sont donc fiables. Le module étant dépendant de la déformation de l'échantillon, il est moins précis que la résistance.

Lors des essais expérimentaux, on a remarqué que malgré la légère ductilité de l'epoxy, celle-ci était extrêmement sensible à la présence de microbulles ou d'impuretés. En effet, plusieurs échantillons ont donc brisé de façon fragile à des contraintes en-deça de celles indiquées au tableau 3.10. Les courbes de traction de ces éprouvettes ont cependant été utilisées pour déterminer le module du matériau. À la lumière de ces observations, on doit prévoir que l'epoxy présentera une résistance plus faible au sein du composite qu'à l'état pur, comme lors des présent essais, étant donné que les fibres agissent comme des défauts dans la matrice et que celle-ci possèdera des microvides.

3.4.2 Propriétés d'un pli unidirectionnel

Dans le but d'étudier l'effet de l'entrecroisement et de l'ondulation des mèches sur les propriétés mécaniques d'un composite à renfort tressé, on comparera les résultats obtenus sur ce type matériau avec les propriétés d'un stratifié de plis unidirectionnels équivalent. Il faut donc connaître E_{11} , E_{22} , G_{12} et ν_{12} ainsi que les résistances en traction, compression et cisaillement d'un pli. À partir de fibres de verre prélevées des tresses et de la résine epoxy EPON828, une plaque à fibres unidirectionnelles a été fabriquée par sac sous vide pour y découper les échantillons d'essais mécaniques. Les résultats obtenus lors de ces essais sont présentés et analysés dans les sections suivantes.

3.4.2.1 Traction

Les essais de traction sur les échantillons à fibres unidirectionnelles ont permis de déterminer E_{11} , E_{22} et ν_{12} ainsi que les contraintes à la rupture dans les directions longitudinale et transversale.

Tout d'abord, en se conformant à la norme ASTM D3039 [51], on a effectué des essais de traction dans la direction longitudinale (0°) avec un étirement de 2 mm/min. La figure 3.17 illustre une courbe contrainte-déformation de ce type de composite. Il est important de noter que la contrainte maximale de la courbe ne correspond pas à la résistance du matériau, mais bien à la contrainte à laquelle la jauge de déformation a cessé de mesurer correctement les déformations à cause de l'endommagement trop avancé de l'échantillon.

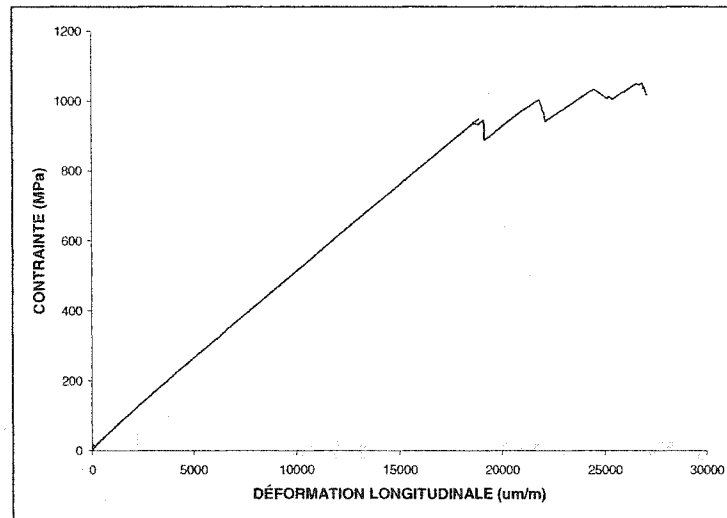


Figure 3.17 - Courbe contrainte-déformation en traction longitudinale d'un pli à fibres unidirectionnelles

Les plis unidirectionnels ont un comportement linéaire jusqu'à la rupture puisque la contrainte des fibres de verre et de la matrice epoxy augmentent linéairement jusqu'à la déformation à la rupture des fibres. Lorsque les premières fibres brisent, on constate une chute de la contrainte. L'intensité de cette chute est proportionnelle à la quantité de fibres qui ont brisé. Ensuite, la contrainte continue d'augmenter selon une pente égale à la portion précédente de la courbe jusqu'à la prochaine rupture de fibres. Le module du pli dans la direction longitudinale n'est donc pas affecté par la rupture de fibres.

Ensuite, grâce à la jauge transversale, on a pu déterminer le coefficient de Poisson à l'aide de la courbe ϵ_y en fonction de ϵ_x (fig. 3.18). Le coefficient de Poisson reste constant pour l'ensemble des déformations, même après la rupture de certaines fibres.

À partir des essais de traction à 0° , on est en mesure de déterminer les propriétés longitudinales d'un pli à fibres unidirectionnelles pour un taux volumique de fibres de 68.5% (tableau 3.11). À titre indicatif, la déformation à la

rupture y est calculée à partir du déplacement de la mâchoire de la machine à la rupture étant donné que les jauges sont décollées de l'échantillon à ce moment-là. Les résultats recueillis pour chaque échantillon sont présentés à l'annexe G.

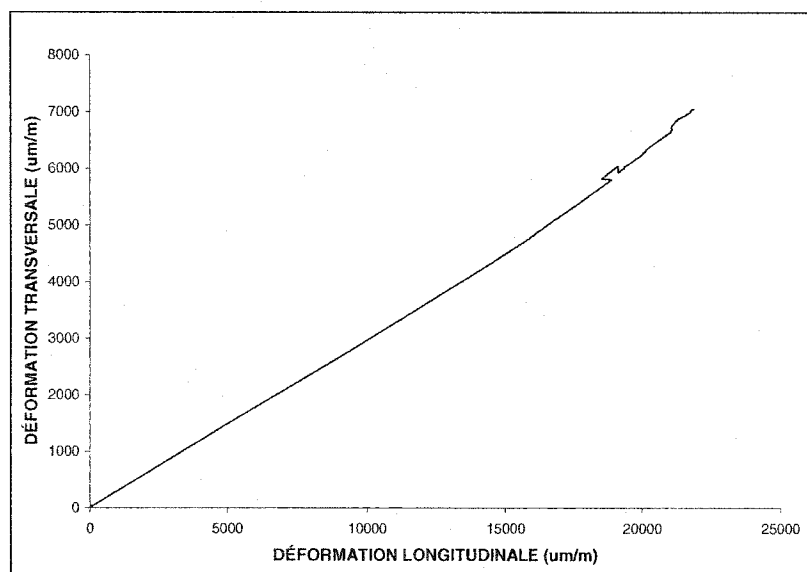


Figure 3.18 - Courbe pour la détermination du coefficient de Poisson d'un pli à fibres unidirectionnelles

Tableau 3.11 - Propriétés d'un pli à fibres unidirectionnelles à 68.5%vol de fibres dans la direction longitudinale

Propriété	Nb. échantillons	Moyenne	Écart-type	Coeff. de variation (%)
Module longitudinal E_{11} (GPa)	5	50.43	1.48	2.94
Résistance (GPa)	4	1.193	0.087	7.29
Coeff. de Poisson ν_{12}	5	0.287	0.0274	9.54
Déformation à la rupture (m/m)	5	0.0281	0.0028	9.86

Sachant que le composite à 0° brise à la rupture des fibres, on peut déduire que ces dernières ont un module de 72.74 Gpa et une résistance de 2.04 Gpa à partir

de la loi des mélanges et des propriétés en traction de l'époxy. La figure 3.19 illustre le comportement des fibres de verre, de la matrice epoxy et du composite.

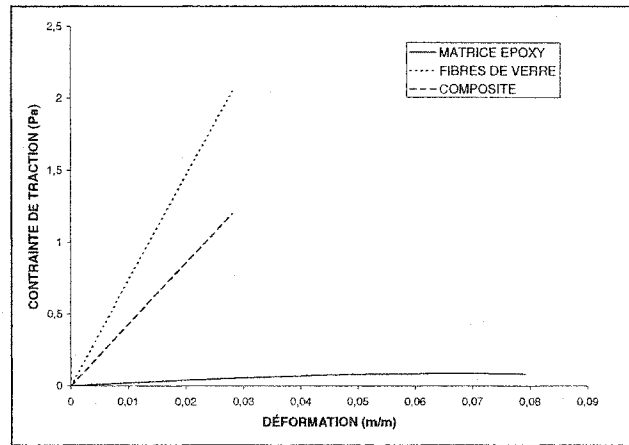


Figure 3.19 - Superposition des courbes contrainte-déformation des fibres, de la matrice et du composite unidirectionnel à 68,5%vol de fibres

Initialement, des échantillons de traction dans la direction transversale aux fibres ont été fabriqués. À cause de leur grande fragilité et de leur faible épaisseur (1.17 mm), ils ont brisé lors du découpage ou de leur manipulation. On a donc utilisé les propriétés des fibres de verre et l'époxy et les relations disponibles pour déterminer le module transversal E_{22} et la résistance dans cette direction.

Tout d'abord, on a supposé que le composite à fibres unidirectionnelles brise dans la direction transversale à une contrainte plus faible que la résistance de la matrice puisque les fibres créent des concentrations de contraintes. La résistance transversale est donc donnée par :

$$\sigma_{ITU} = \frac{\sigma_{mu}}{K_{\sigma}} \quad (3.3)$$

où :

σ_{ITU} : contrainte ultime en traction transversale

σ_{mu} : contrainte ultime de la matrice

K_{σ} : facteur maximal de concentration de contraintes

Le facteur de concentration de contrainte a pu être calculé à partir du taux volumique de fibres (68.5%) et des modules des fibres et de la matrice. La relation suivante a été employée :

$$K_{\sigma} = \frac{1 - V_f [1 - (E_m/E_f)]}{1 - (4V_f/\pi)^{1/2} [1 - (E_m/E_f)]} \quad (3.4)$$

On a alors obtenu un facteur de concentrations de contraintes de 3.6384 et une contrainte ultime transversale de 23.99 MPa. Ensuite, trois relations ont été utilisées pour calculer le module transversal E_{22} , soient la loi des mélanges et la relations de Chamis et Tsai-Hahn énoncées en annexe A. Le tableau suivant résume les valeurs obtenues pour chacun des cas.

Tableau 3. 12 - Estimations du module de traction transversal E_{22} d'un pli unidirectionnel de 68.5%vol de fibres

Loi des mélanges	Chamis	Tsai-Hahn
5.946 GPa	10.178 GPa	9.278 GPa

Des études ont démontré que le module transversal estimé par la loi des mélanges est généralement plus faible qu'en réalité [2]. On considère donc que le module E_{22} est égal à la valeur prédite par Tsai-Hahn, soit 9.278 GPa, puisque cette relation semble mieux représenter le comportement du matériau, comme le sera démontré à la section 3.4.3.1. Ce module est nettement inférieur au module E_{11} puisque les fibres de module élevé y joue un rôle beaucoup moins important que dans la direction longitudinale.

3.4.2.2 Compression

Des essais de compression ont été effectués dans la direction longitudinale aux fibres dans le but de déterminer la résistance du matériau dans cette direction. On a considéré que le module en compression longitudinal est égal au module en traction E_{11} (50.43 GPa). On n'a donc pas eu besoin d'avoir recours à une jauge de déformation et on a obtenu une courbe contrainte-déplacement telle qu'à la figure 3.20.

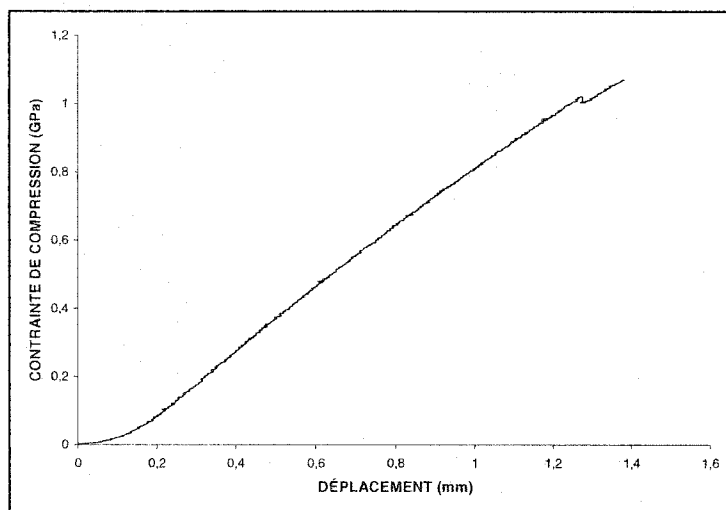


Figure 3.20 - Courbe contrainte-déplacement en compression longitudinale d'un pli unidirectionnel

La partie initiale de la courbe à pente faible est due à l'alignement de l'échantillon avec la direction de chargement et à son assise adéquate dans le montage de compression. Après cette période d'« adaptation » de l'échantillon, on commence à enregistrer la réponse réelle du matériau. En compression, le pli unidirectionnel a un comportement linéaire jusqu'à sa rupture, tout comme en traction (fig. 3.17). La résistance mesurée est indiquée au tableau 3.13. Même si elle présente une dispersion plus élevée que les données recueillies précédemment, c'est tout de même acceptable pour un matériau composite.

Tableau 3.13 - Résistance en compression longitudinale d'un pli unidirectionnel à 68.5%vol de fibres

Propriété	Nb. échantillons	Moyenne	Écart-type	Coeff. de variation (%)
Résistance en compression longitudinale (Mpa)	3	987.54	141.4	14.3

Tout comme pour la traction, il n'a pas été possible d'obtenir des échantillons dans la direction transversale aux fibres. La résistance n'a donc pas pu être mesurée dans cette direction. Cependant, on peut encore supposer que le module de compression transversal est égal au module E_{22} , soit 9.278 Mpa.

3.4.2.3 Cisaillement

Les dernières propriétés nécessaires à la caractérisation complète du pli à fibres unidirectionnelles ont été recueillies à partir des essais de cisaillement losipescu. Le comportement en cisaillement des échantillons est illustré à la figure 3.21.

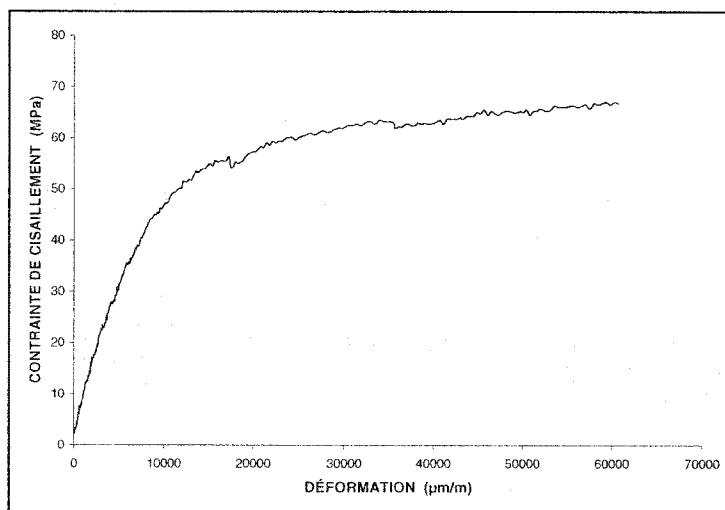


Figure 3.21 - Courbe contrainte-déformation en cisaillement d'un pli unidirectionnel

Contrairement à la traction et la compression, la courbe contrainte-déformation en cisaillement est bilinéaire. Au début de l'essai, la contrainte augmente rapidement en fonction de la déformation et la pente de cette portion de la courbe correspond au module de cisaillement G_{12} . Ensuite, des microfissures se développent rapidement, ce qui diminue de façon marquée la rigidité du matériau. À la rupture, il y a apparition de fissures de grande taille entre les entailles de l'échantillon et la contrainte chute alors instantanément. Ce point de rupture n'est pas illustré sur la courbe de la figure 3.21 puisque la jauge n'envoie plus de signal à ce moment-là. Le tableau 3.14 résume les données recueillies pour un taux volumique de fibres de 68.5%.

Tableau 3.14 - Propriétés en cisaillement d'un pli unidirectionnel à 68.5%vol de fibres

Propriété	Nb. échantillons	Moyenne	Écart-type	Coeff. de variation (%)
Module de cisaillement G_{12} (Gpa)	4	4.787	0.0871	1.82
Résistance en cisaillement (Mpa)	6	61.14	4.58	7.49

Encore une fois, la résistance présente une plus grande dispersion que le module. Les coefficients de variation obtenus sont cependant amplement acceptables.

3.4.3 Propriétés mécaniques d'un composite à renfort tressé

Des essais de traction, compression et cisaillement ont été réalisés sur des plaques à renforts tressés. À partir des propriétés principales d'un pli à fibres unidirectionnelles, on a été en mesure de prédire par la théorie des stratifiés les propriétés mécaniques d'un stratifié unidirectionnel équivalent aux composites à renforts tressés. Pour l'ensemble des caractéristiques mesurées, on a effectué une comparaison entre les valeurs expérimentales et celles de la théorie. Il en est alors ressorti l'effet de l'entrecroisement et de l'ondulation des mèches. Les résultats obtenus et leur analyse sont présentés dans les sections qui suivent.

3.4.3.1 Normalisation des propriétés du pli unidirectionnel

Comme mentionné précédemment, les procédés de fabrication des plaques à renfort unidirectionnel et tressé n'ont pas permis d'obtenir un taux de fibres constant d'une plaque à l'autre. Il a donc fallu normaliser tous les résultats expérimentaux pour les ramener à un même taux de fibres pour pouvoir les comparer. Le MIL-17 Handbook propose une méthode de normalisation qui est applicable pour des taux de fibres entre 0.45 et 0.65 [56] et qui est énoncée comme suit :

$$\text{Valeur normalisée} = \text{valeur expérimentale} \times \frac{V_{f \text{ normalisation}}}{V_{f \text{ réel}}} \quad (3.5)$$

Cette relation suppose donc que la propriété varie linéairement avec le taux volumique de fibres. Pour un pli unidirectionnel, le coefficient de Poisson, le module et la résistance en cisaillement ainsi que le module et la résistance en

traction transversale ne doivent pas être normalisés puisqu'ils dépendent principalement des propriétés de la matrice. On sait cependant qu'ils varient avec le taux de fibres, mais pas nécessairement linéairement. Dans les lignes qui suivent, on vérifiera l'évolution des différentes propriétés mécaniques d'un pli unidirectionnel en fonction du taux de fibres pour connaître quel type d'ajustement on devra appliquer aux propriétés mesurées expérimentalement pour trouver leur valeur équivalente au taux de fibres de normalisation.

Tout d'abord, connaissant le module de traction des fibres de verre ($E_f = 72.74$ GPa) et de la matrice epoxy ($E_m = 1.986$ GPa), il est facile de déterminer le module longitudinal E_{11} pour n'importe quel taux volumique de fibres V_f à partir de la loi des mélanges :

$$E_{11} = E_f V_f + E_m (1 - V_f) \quad (3.6)$$

En utilisant les taux de fibres de chaque plaque, situés entre 39.29% et 68.47%, on constate que le module E_{11} varie linéairement avec le taux de fibres (fig. 3.22).

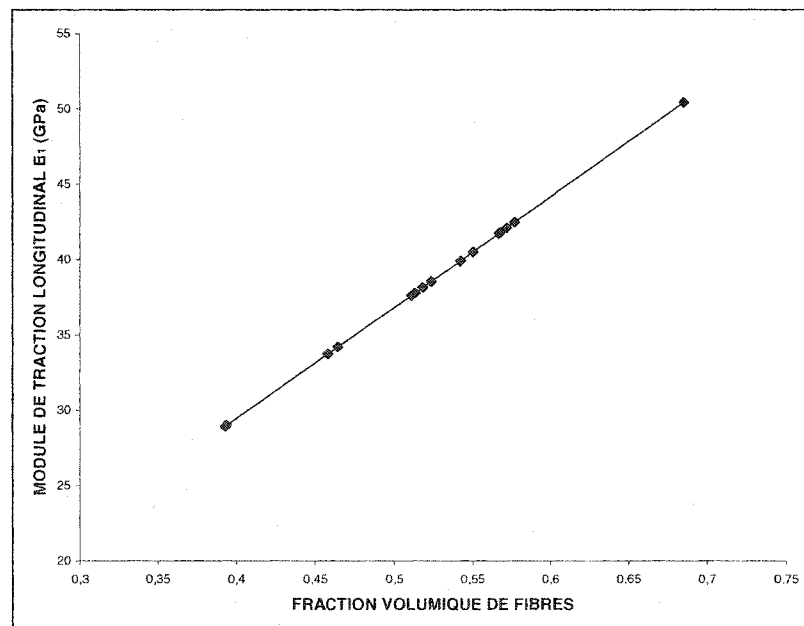


Figure 3.22 - Module de traction longitudinal E_{11} d'un pli unidirectionnel en fonction du taux volumique de fibres

Ensuite, pour prédire l'évolution du coefficient de Poisson ν_{12} et du module de cisaillement G_{12} , les valeurs de ν et G des fibres et de la matrice doivent être connues, ce qui n'est pas le cas. Pour les déterminer à partir des valeurs expérimentales disponibles, on a bâti le système de quatre équations suivant :

$$\begin{aligned} \nu_{12} &= \nu_f V_f + \nu_m V_m \\ G_f &= E_f / 2(1 + \nu_f) \\ G_m &= E_m / 2(1 + \nu_m) \\ \text{et} \end{aligned} \quad (3.7)$$

$$\text{Loi des mélanges : } G_{12} = \frac{G_f G_m}{G_f V_m + G_m V_f} \quad \text{ou}$$

$$\text{Chamis : } G_{12} = \frac{G_f G_m}{G_f - \sqrt{V_f}(G_f - G_m)} \quad \text{ou}$$

$$\text{Tsai - Hahn : } G_{12} = \frac{(V_f + 0.316 V_m) G_f G_m}{(G_m V_f + 0.316 V_m G_f)}$$

Puisque la relation pour G_{12} de la loi des mélanges diffère en général grandement de la réalité, on a aussi résolu le système 3.7 en remplaçant la dernière équation par les relations de Chamis et Tsai-Hahn. Les valeurs connues utilisées sont présentées au tableau 3.15. Le tableau 3.16 résume les propriétés obtenues à partir de la résolution des trois systèmes d'équations pour un taux de fibres de 68.5%:

Tableau 3.15 - Valeurs expérimentales utilisées pour la résolution du système d'équations 3.7

Module de traction des fibres E_f	Module de traction de la matrice E_m	Coeff. de Poisson ν_{12} à $V_f = 68.5\%$	Module de cisaillement G_{12} à $V_f = 68.5\%$
72.74 GPa	1.986 GPa	0.287	4.787 GPa

Tableau 3.16 – Valeurs de ν et G des fibres et de la matrice obtenus par la résolution du système d'équations 3.7

Propriété	Loi des mélanges	Chamis	Tsai-Hahn
Coeff. de Poisson ν_m	-0.4382	0.0175	0.4013
Coeff. de Poisson ν_f	0.6211	0.4112	0.2344
Module de cisaillement G_m	1.77 GPa	0.9759 GPa	0.7086 GPa
Module de cisaillement G_f	22.44 GPa	25.77 GPa	29.46 GPa

Les coefficients de Poisson calculés en utilisant la loi des mélanges et la relation de Chamis dans le système d'équations 3.7 sont très loin des valeurs contenues dans la littérature [2] pour le verre et l'époxy. Ceci démontre donc que ces relations ne représentent pas adéquatement le comportement du composite unidirectionnel testé. Par contre, les propriétés calculées en employant la relation de Tsai-Hahn sont beaucoup plus réalistes et seront donc adoptées lors des études subséquentes.

À partir des coefficients de Poisson des fibres de verre et de la matrice époxy, on peut trouver le coefficient de Poisson ν_{12} d'un pli unidirectionnel pour les mêmes taux de fibres que précédemment à l'aide de la loi des mélanges :

$$\nu_{12} = \nu_f V_f + \nu_m V_m \quad (3.8)$$

On remarque que le coefficient de Poisson du pli diminue linéairement avec le taux volumique de fibres, tel qu'à la figure 3.23.

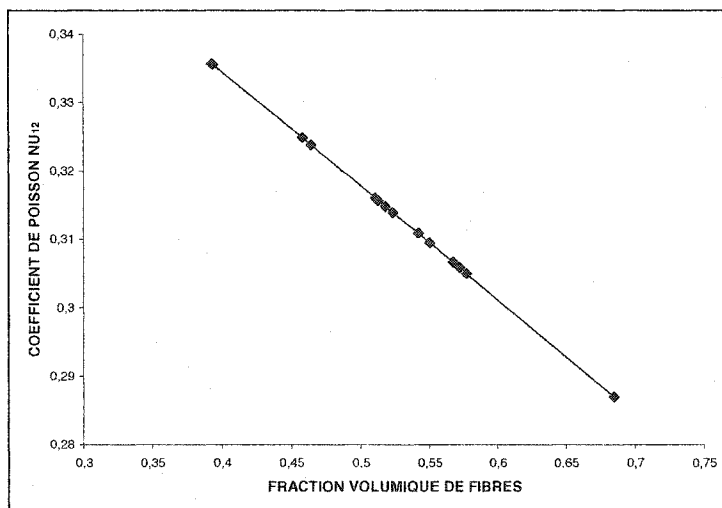


Figure 3.23 – Coefficient de Poisson ν_{12} d'un pli unidirectionnel en fonction du taux volumique de fibres

Maintenant que les modules de cisaillement des fibres et de la matrice sont connus, on peut employer la relation de Tsai-Hahn, qui prédit le mieux le module G_{12} , pour calculer le module de cisaillement d'un pli pour n'importe quel taux de fibres. Contrairement à E_{11} et ν_{12} , celui-ci ne varie pas linéairement sur la plage de taux de fibres obtenue lors de la fabrication des plaques (fig. 3.24).

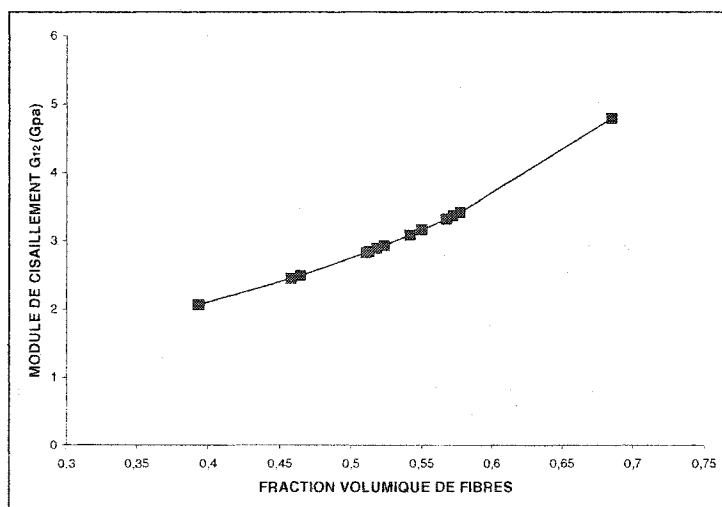


Figure 3.24 – Module de cisaillement G_{12} d'un pli unidirectionnel en fonction du taux volumique de fibres

Tsai-Hahn ont aussi énoncé une relation pour le module de traction transversal E_{22} qui a été utilisée pour faire les prédictions:

$$E_{22} = \frac{(V_f + 0.516 V_m) E_f E_m}{(E_m V_f + 0.516 V_m E_f)} \quad (3.9)$$

Tout comme pour le module de cisaillement G_{12} , le module de traction transversal n'augmente pas linéairement avec la fraction volumique de fibres (fig. 3.25).

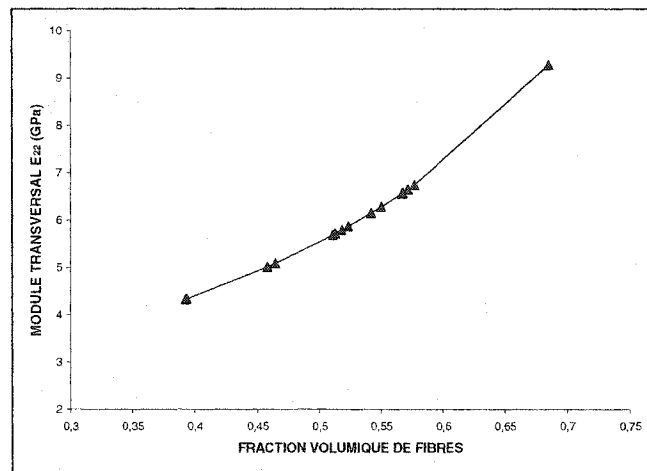


Figure 3.25 - Module de traction transversal E_{22} d'un pli unidirectionnel en fonction du taux volumique de fibres

Pour la normalisation, on a opté pour un taux volumique de fibres de 55%, qui est environ le taux médian de tous les taux de fibres obtenus pour l'ensemble des plaques fabriquées (de 39.3% à 68.5%). Le tableau 3.17 résume les propriétés élastiques expérimentales et normalisées d'un pli unidirectionnel verre-epoxy .

Tableau 3.17 - Propriétés élastiques expérimentales et normalisées d'un pli unidirectionnel verre-epoxy

Propriété	Valeur expérimentale à $V_f = 68.5\%$	Valeur normalisée à $V_f = 55\%$
Module de traction longitudinal E_{11}	50.43 GPa	40.509 GPa
Module de traction transversal E_{22}	9.278 GPa	6.284 GPa
Module de cisaillement G_{12}	4.787 GPa	3.156 GPa
Coefficient de Poisson ν_{12}	0.287	0.3095

Ensuite, pour normaliser les contraintes ultimes d'un pli, on a supposé que le mode de rupture ne change pas d'un taux de fibres à l'autre. La déformation à la rupture est alors inchangée et la contrainte à la rupture suit alors la même tendance que le module correspondant. On normalise alors avec la relation suivante :

$$\frac{E \text{ au taux de fibres de normalisation}}{E \text{ au taux de fibres réel}} = \frac{\text{Contrainte ultime normalisée}}{\text{Contrainte ultime réelle}} \quad (3.10)$$

Le tableau 3.18 résume les résistances expérimentales normalisées pour un pli unidirectionnel.

Tableau 3.18 - Contraintes à la rupture expérimentales et normalisées pour un pli unidirectionnel

Propriété	Valeur expérimentale à $V_f = 68.5\%$	Valeur normalisée à $V_f = 55\%$
Contrainte ultime en traction longitudinale	1 193 MPa	958 MPa
Contrainte ultime en traction transversale	23.99 MPa (valeur calculée)	16.248 MPa
Contrainte ultime en compression longitudinale	987.54 MPa	793.3 MPa
Contrainte ultime en cisaillement	61.14 MPa	40.31 MPa

3.4.3.2 Normalisation des propriétés des composites à renforts tressés

Les propriétés mesurées expérimentalement doivent aussi être normalisées à un même taux de fibres pour pouvoir les comparer entre elles. On a tenté de prédire à l'aide de la théorie des stratifiés l'évolution de ces propriétés en fonction du taux volumique de fibres pour savoir de quelle façon les résultats devront être corrigés pour trouver leur équivalent à un taux de fibres de 55%.

Les échantillons étant composés de 4 couches de tresses, on les a modélisés comme un stratifié unidirectionnel $[\pm\theta]_{2s}$ où l'angle de tressage θ est égal à 35° , 45° et 50° . Ensuite, pour prédire les propriétés E_{xx} , G_{xy} et ν_{xy} du stratifié à un taux de fibres donné, on doit connaître les propriétés E_{11} , E_{22} , G_{12} et ν_{12} du pli à ce même taux de fibres. Ces propriétés ayant été calculées à la section précédente pour le taux de fibres de chaque plaque, il est alors facile de déterminer l'évolution des propriétés du stratifié pour chaque angle de tressage à l'aide du logiciel PC-Laminate [57] (fig. 3.26 à 3.28).

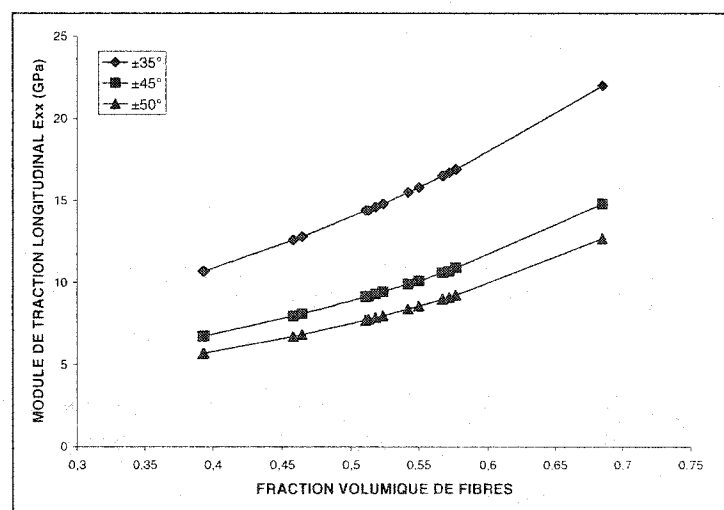


Figure 3.26 - Module de traction longitudinal E_{xx} en fonction du taux volumique de fibres pour chaque configuration de tresses

Le module longitudinal E_{xx} varie de façon légèrement non-linéaire. Comme prévu, plus l'angle de tressage est faible, plus E_{11} augmente rapidement avec le taux volumique de fibres puisque celles-ci y ont une plus grande contribution dans le support de la charge qu'à des angles plus faibles.

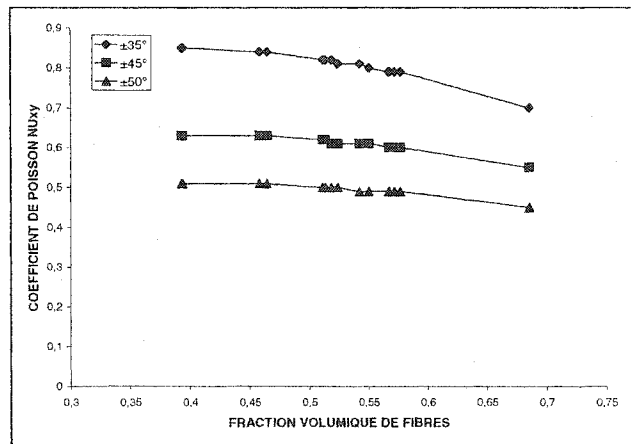


Figure 3.27 - Coefficient de Poisson ν_{xy} en fonction du taux volumique de fibres pour chaque configuration de tresses

Le coefficient de Poisson ν_{xy} est presque constant à $\pm 50^\circ$. Par contre, plus l'angle de tressage diminue, plus ν_{xy} diminue avec le taux volumique de fibres. La figure 3.28 démontre que le module de cisaillement G_{xy} augmente linéairement avec le taux volumique de fibres.

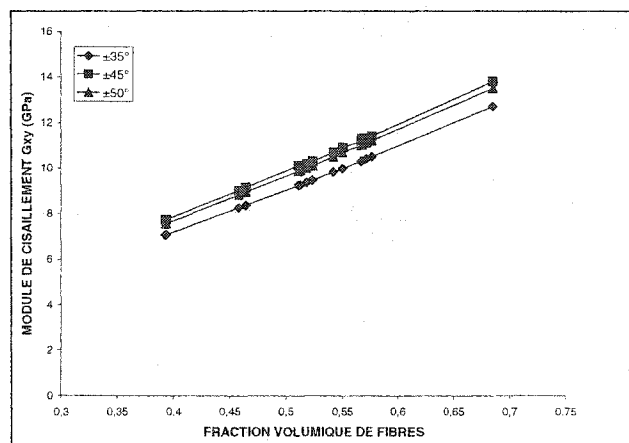


Figure 3.28 – Module de cisaillement G_{xy} en fonction du taux volumique de fibres pour chaque configuration de tresses.

Pour normaliser les valeurs de E_{xx} , G_{xy} et ν_{xy} , on a supposé que les valeurs expérimentales avec renfort tressé suivaient les mêmes courbes que celles prédites par la théorie des stratifiés (figs. 3.26 à 3.28). Elles pouvaient cependant être légèrement décalées vers le haut ou vers le bas à cause de l'effet de l'entrecroisement et de l'ondulation des mèches. Donc, la droite reliant deux points sur la courbe prédite à deux taux de fibres donnés aura la même pente que la droite reliant les points de la courbe « expérimentale » entre les mêmes taux de fibres. La pente de cette droite est alors égale à :

$$\frac{PPSU_{V_{fe}} - PPSU_{V_{f \text{ norm}}}}{V_{fe} - V_{f \text{ norm}}} = \frac{PMRT_{V_{fe}} - PNRT_{V_{f \text{ norm}}}}{V_{fe} - V_{f \text{ norm}}} \quad (3.11)$$

La propriété du composite à renfort tressé normalisée devient alors :

$$PNRT_{V_{f \text{ norm}}} = PMRT_{V_{fe}} - (PPSU_{V_{fe}} - PPSU_{V_{f \text{ norm}}}) \quad (3.12)$$

où :

$PNRT_{V_{f \text{ norm}}}$: propriété du composite à renfort tressé normalisée
à $V_{f \text{ norm}} = 55\%$

$PMRT_{V_{fe}}$: propriété du composite à renfort tressé mesurée au taux de
fibres expérimental V_{fe}

$PPSU_{V_{fe}}$: propriété prédite pour un stratifié unidirectionnel au taux de
fibres expérimental V_{fe}

$PPSU_{V_{f \text{ norm}}}$: propriété prédite pour un stratifié unidirectionnel
à $V_{f \text{ norm}} = 55\%$

La normalisation des contraintes à la rupture se fait à l'aide de la relation 3.10, soit de la même façon que pour le pli unidirectionnel. Les modules qui y ont été utilisés sont ceux prédits aux taux de fibres concernés.

3.4.3.3 Traction

On a effectué des essais de traction sur des échantillons ayant des angles de tressage de $\pm 35^\circ$, $\pm 45^\circ$ et $\pm 50^\circ$ comportant des jauges de déformation 0/90°. Le module en traction longitudinale (suivant l'axe de la tresse), la résistance et le coefficient de Poisson ont ensuite pu être déterminés. En ayant trois angles de tressage différents, il a ensuite été possible d'observer l'évolution de ces propriétés en fonction de l'orientation des fibres.

Dans un premier temps, on a enregistré les courbes contrainte-déformation pour chaque échantillon. Les comportements typiques en traction pour chaque angle de tressage sont illustrés à la section 3.4.4.1 en relation avec les mécanismes d'endommagement observés. Ensuite, pour tous les angles de tressage, on a obtenu une courbe de la déformation transversale en fonction de la déformation longitudinale qui est non-linéaire, telle qu'à la figure 3.29.

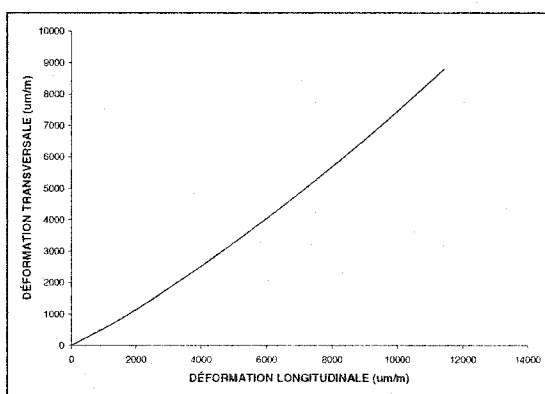


Figure 3.29 - Courbe de la déformation transversale en fonction de la déformation longitudinale pour un composite à renfort tressé

Pour de faibles déformations, le coefficient de Poisson est faible et augmente graduellement avec la déformation longitudinale. Cette évolution du coefficient de Poisson peut être attribuable à deux causes. Premièrement, on peut supposer que le coefficient de Poisson augmente à cause de l'alignement des fibres avec la direction de la charge au fur et à mesure que cette dernière augmente. La réorientation des mèches ne se fait pas sans cisaillement des mèches des deux directions. Pour tous les angles de tressage, on a observé des zones blanches dues au cisaillement très tôt après le début du chargement, ce qui indique que les mèches s'orientaient dans la direction de la charge. Sachant qu'en général, plus l'angle entre les mèches et la direction de la charge est faible, plus le coefficient est élevé, on peut attribuer en partie l'augmentation du coefficient de Poisson à la réorientation des mèches.

Deuxièmement, sous la force de traction, les mèches tendent à devenir plus droites et l'amplitude d'ondulation devient alors plus faible avec l'allongement de l'échantillon. Chun et al. [31] ont démontré que pour de faibles rapports amplitude d'ondulation/période, le coefficient de Poisson augmente légèrement avec la diminution de ce rapport (fig. 1.39). Puisque pour l'ensemble des échantillon, les rapports d'ondulation initiaux se situent entre 0.025 et 0.035, il est justifié de supposer que la diminution de la sévérité d'ondulation est responsable de l'accroissement graduel du coefficient de Poisson.

Pour chaque angle de tressage, on a évalué l'écart entre les valeurs expérimentales sur les composites à renfort tressé avec les prédictions de la théorie des stratifiés à l'aide du logiciel PC-Laminate pour un composite à plis unidirectionnels équivalent. Les propriétés normalisées d'un pli unidirectionnel ont été employées lors de cette prédiction. Le tableau 3.19 résume les valeurs obtenues.

Tableau 3.19 - Comparaison entre les propriétés en traction sur composite à renfort tressé avec les prédictions pour un stratifié unidirectionnel

Propriété	Angle de tressage (degrés)	Moyenne normalisée à $V_f = 55\%$	Écart-type	Coeff. variation (%)	Valeur prédite stratifié UD	% d'écart entre tresse et strat. UD
Module long. E_{xx}	± 35	20.84 GPa	1.03 GPa	4.96	15.8 GPa	+ 31.9
	± 45	15.11 GPa	0.93 GPa	6.17	10.1 GPa	+ 49.6
	± 50	12.50 GPa	0.34 GPa	2.73	8.58 GPa	+ 45.7
Résist. long.	± 35	389.75 MPa	25.22 MPa	6.47	381 MPa	+ 2.3
	± 45	223.44 MPa	18.30 MPa	8.19	198.25 MPa	+ 12.7
	± 50	143.45 MPa	16.08 MPa	11.21	134 MPa	+ 7.0
Coeff. Poisson ν_{xy}	± 35	0.650	0.051	7.87	0.8	- 18.8
	± 45	0.619	0.074	11.89	0.61	+ 1.4
	± 50	0.466	0.029	6.19	0.49	-4.9

Tout d'abord, comme on le prévoyait, le module de traction longitudinal diminue avec l'accroissement de l'angle de tressage puisque les fibres sont de moins en moins alignées avec la direction de chargement et le module est alors plus dépendant de la matrice qui a un faible module. Pour l'ensemble des angles de tressage, les modules de traction longitudinaux prédits par la théorie des stratifiés pour un stratifié unidirectionnel sont plus élevés que les modules mesurés sur les composites à renforts tressés (fig. 3.30), mais suivent la même tendance.

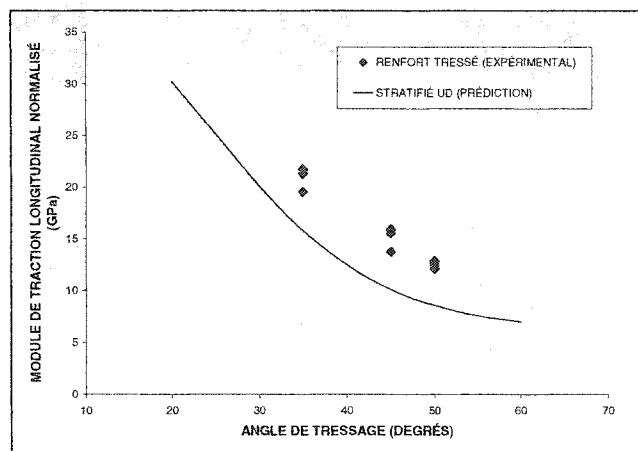


Figure 3.30 - Module de traction longitudinal en fonction de l'angle de tressage

Sachant que l'ondulation des mèches a pour effet de diminuer le module, celle-ci n'est donc pas la cause de l'augmentation de module pour un composite à renfort tressé. L'entrecroisement des mèches en est probablement la cause. En effet, à partir d'interférométries de Moiré qui ont été réalisées sur des composites dont les mèches sont entrecroisées [23, 24], on sait que le déplacement des mèches au niveau des entrecroisements est plus faible qu'ailleurs dans le renfort. Donc, pour une même force, la déformation est moins importante lorsqu'il y a des entrecroisements et il en résulte une augmentation du module de traction.

Ensuite, la figure 3.31 illustre les résistances en traction expérimentales obtenues sur les échantillons à renforts tressés ainsi que les valeurs obtenues à l'aide du critère de rupture de Tsai-Wu employé par PC-Laminate. On remarque que la théorie prédit adéquatement la résistance en traction longitudinale sur la plage d'angles considérée. L'ondulation des mèches n'était donc pas suffisamment sévère pour causer des concentrations de contraintes assez élevées pour faire chuter la résistance.

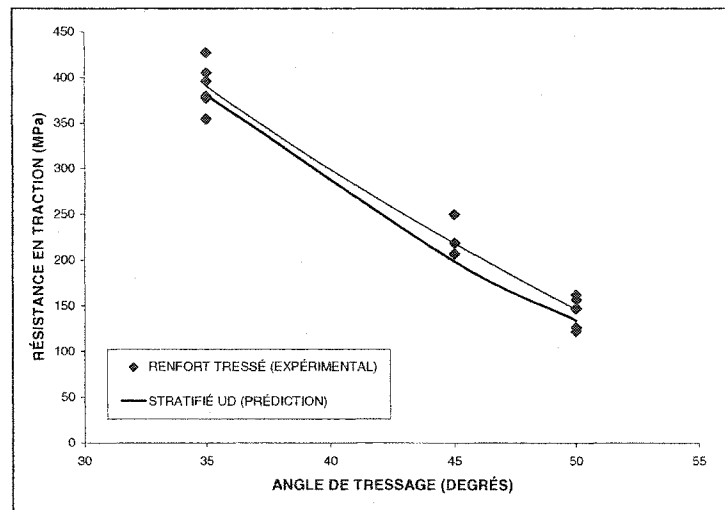


Figure 3.31 - Résistance en traction longitudinale en fonction de l'angle de tressage

Finalement, la figure 3.32 démontre que les coefficients de Poisson à $\pm 45^\circ$ et $\pm 50^\circ$ sont prédits adéquatement par la théorie des stratifiés. Cependant, on note que le coefficient pour un angle de $\pm 35^\circ$ est plus faible qu'un stratifié unidirectionnel équivalent. Pour cet angle de tressage, la largeur de l'unité de répétition dans la direction y est plus faible que les autres. Il y a donc plus d'entrecroisements dans cette direction. Puisque la déformation est plus faible au niveau d'un entrecroisement, on peut supposer que la déformation globale ϵ_y est plus faible, ce qui a pour effet de diminuer le coefficient de Poisson ν_{xy} .

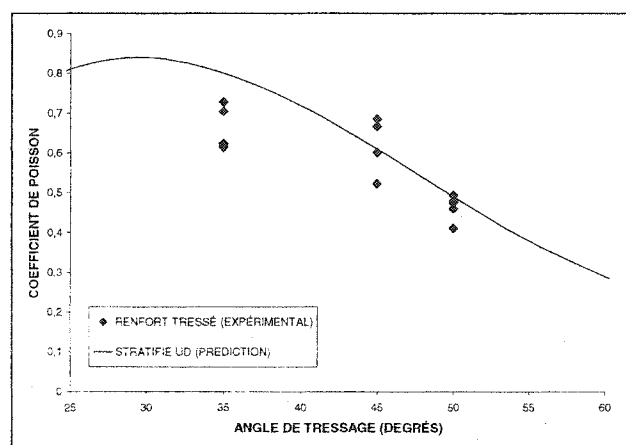


Figure 3.32 - Coefficient de Poisson ν_{xy} en fonction de l'angle de tressage

3.4.3.4 Compression

Lors des essais de compression sur les composites à renforts tressés, seulement la résistance a été mesurée. Sur les plis unidirectionnels, on a supposé que le module de compression était égal au module en traction. Dans le cas d'un composite à renfort tressé, cette supposition serait plus ou moins vraie. Selon les études de Chun et al. [31], le module en compression est toujours légèrement plus faible que le module en traction étant donné que l'ondulation augmente lors du chargement dans le premier cas. Même s'il n'a pas été mesuré expérimentalement, on peut prédire que le module en compression des échantillons à renforts tressés aurait tout de même été plus élevé que celui des stratifiés unidirectionnels équivalents, considérant l'écart relativement élevé en traction (fig. 3.30). Cet écart aurait cependant été légèrement plus faible.

On a noté une chute importante de la résistance en compression des échantillons à renfort tressé par rapport à la résistance prédite par la théorie des stratifiés (tableau 3.20). Les valeurs détaillées pour chaque échantillon sont présentées à l'annexe H.

Tableau 3.20 - Comparaison entre la résistance en compression sur composite à renfort tressé avec les prédictions pour un stratifié unidirectionnel

Propriété	Angle de tressage (degrés)	Moyenne normalisée à $V_f = 55\%$	Écart-type	Coeff. de variation (%)	Prédiction stratifié UD	% d'écart entre tresse et strat. UD
Résist. en compression	±35	304.16 MPa	27.3 MPa	8.98	691.8 MPa	- 56.0
	±45	235.15 MPa	14.7 MPa	6.27	477.8 MPa	- 50.7
	±50	259.47 MPa	8.75 MPa	3.37	349.7MPa	-25.8

L'ondulation des mèches introduit des concentrations de contraintes dans le composite et leur intensité est directement reliée à la sévérité de l'ondulation. Lors d'une compression, les fibres deviennent de plus en plus ondulées, ce qui

fait augmenter les concentrations de contraintes et diminuer la résistance du composite. Hsiao et Daniel [37] ont cependant démontré que l'ondulation des mèches n'avait pas d'effet sur la résistance en compression dans la direction transversale aux fibres. On pouvait donc prévoir à priori que la chute de résistance par rapport à un stratifié équivalent serait plus importante lorsque les mèches sont orientées dans la direction de chargement. Cette hypothèse a en effet été confirmée par les résultats expérimentaux. La diminution la plus importante (56%) se situe à l'angle de tressage le plus faible, soit $\pm 35^\circ$. Cet écart diminue ensuite pour un angle de $\pm 45^\circ$ pour ensuite atteindre une valeur minimale de 25.8% à un angle de $\pm 50^\circ$. Plus l'angle de tressage augmente, plus la résistance se rapproche de celle d'un stratifié équivalent.

La résistance d'un composite à renforts tressés ne suit pas du tout la même tendance que celle d'un stratifié unidirectionnel (fig. 3.33). Elle diminue jusqu'à un angle de $\pm 45^\circ$ pour ensuite augmenter. Lors de l'augmentation de l'angle de tressage, deux phénomènes se produisent. Tout d'abord, les fibres s'éloignent de plus en plus de la direction de la charge, ce qui diminue l'effet des concentrations de contraintes dues à l'ondulation. Ensuite, la matrice devient plus responsable de la résistance en compression. À partir de $\pm 45^\circ$, le rôle de la matrice devient assez important pour contrecarrer les concentrations de contraintes.

À cause que l'angle maximal d'ondulation estimé à un angle de $\pm 45^\circ$ est plus faible (4.73°) qu'à $\pm 35^\circ$ (5.16°), on peut supposer que la diminution de résistance entre ces deux angles aurait été plus marquée s'ils avaient été égaux. L'angle d'ondulation plus marqué à $\pm 50^\circ$ (5.79°) n'a tout de même pas entraîné une chute importante de la résistance par rapport au stratifié unidirectionnel à cause de la matrice qui y supporte une plus grande partie de la charge qu'aux autres angles.

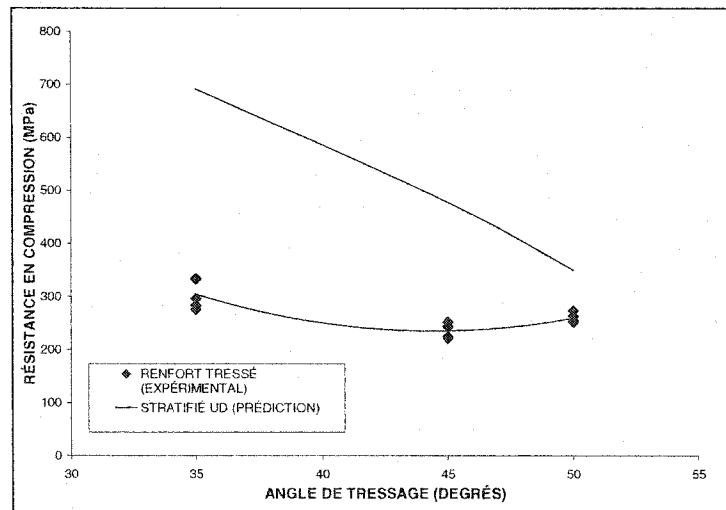


Figure 3.33 - Résistance en fonction de l'angle de tressage

3.4.3.5 Cisaillement

Les essais de cisaillement de type losipescu n'ont pas permis d'obtenir la résistance en cisaillement des composites à renforts tressés. Leur résistance étant tellement élevée, la rupture ne s'est pas produite entre les entailles des échantillons, mais aux points de contact avec le montage. Falzon et Herszberg [30] ont rencontré le même problème lors de leurs essais de cisaillement losipescu sur des composites à renforts tressés triaxiaux de carbone-epoxy.

À l'aide de jauges de déformation à $\pm 45^\circ$ couvrant toute la longueur entre les entailles des échantillons, on a mesuré le module de cisaillement G_{xy} pour trois angles de tressage. Les résultats obtenus sont présentés au tableau 3.21.

Tableau 3.21 - Comparaison entre le module de cisaillement sur composite à renfort tressé avec les prédictions pour un stratifié unidirectionnel

Propriété	Angle de tressage (degrés)	Moyenne	Écart-type	Coeff. de variation (%)	Prédiction stratifié UD	% d'écart entre tresse et strat. UD
Module de cisaillement	±35	11.99 GPa	1.75 GPa	14.6	9.98 GPa	+ 20.1
	±45	12.25 GPa	0.9 GPa	7.37	10.9 GPa	+ 12.4
	±50	13.39 GPa	0.72 GPa	5.37	10.7 GPa	+ 25.14

On a obtenu une très grande dispersion des résultats, surtout pour les angles de $\pm 35^\circ$. Cette dispersion diminue au fur et à mesure que l'angle de tressage augmente puisque la dimension de l'unité de répétition dans la direction transversale aux entailles est plus faible pour des angles élevés. La distribution hétérogène des déformations influe donc moins sur le signal des jauges lorsque l'unité de répétition est plus petite par rapport à la taille de la jauge. Falzon et Herszberg [30] ont aussi associé cette grande dispersion au fait que la distance entre les entailles des échantillons Iosipescu ne permettait pas d'avoir un volume de matériau suffisant pour représenter adéquatement le comportement du composite à renfort tressé.

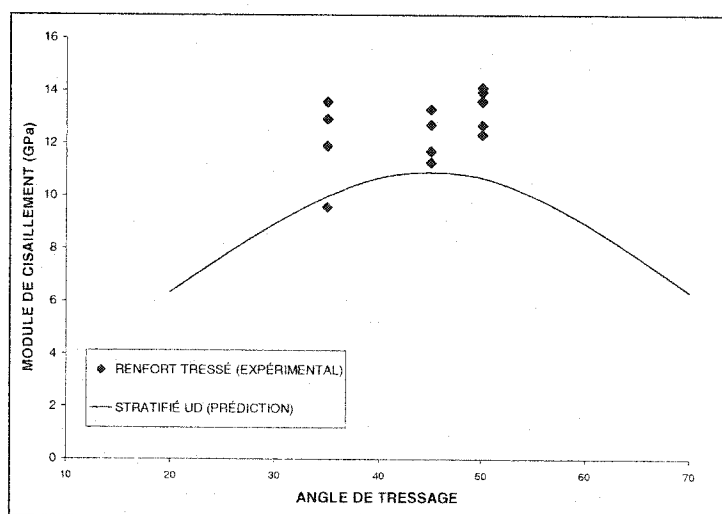


Figure 3.34 - Module de cisaillement en fonction de l'angle de tressage

La figure 3.34 représente les modules expérimentaux en fonction de l'angle de tressage ainsi que les modules prédits pour des stratifiés unidirectionnels équivalents. De façon générale, le module de cisaillement G_{xy} est plus élevé que celui du stratifié à cause des entrecroisements qui limitent le déplacement des mèches les unes par rapport aux autres lors du cisaillement. L'essai d'Iosipescu ne semble cependant pas permettre d'étudier adéquatement le comportement en cisaillement des composites à renforts tressés. En premier lieu, le module de cisaillement moyen à $\pm 50^\circ$ est plus élevé que le module $\pm 45^\circ$, ce qui est tout à fait illogique. Ensuite, Falzon et Herszberg [30] ont noté que leurs échantillons Iosipescu semblaient être chargés par une combinaison de flexion et de cisaillement à cause de la grande rigidité en cisaillement des composites à renforts tressés et de leur faible rigidité en flexion. Compte tenu de l'intensité des modules mesurés, il est fort probable que le phénomène observé par ces auteurs soit à l'origine de la mauvaise représentation du comportement qu'on a obtenue.

3.4.4 Mécanismes d'endommagement

À partir des courbes contrainte-déformation et des observations lors des essais mécaniques, les mécanismes d'endommagement en traction, compression et cisaillement sont présentés dans cette dernière partie de l'analyse des résultats et ce, pour chaque angle de tressage étudié.

3.4.4.1 Traction

La courbe contrainte-déformation d'un composite sert non seulement à déterminer certaines de ses propriétés mécaniques, mais est également un bon indicatif de son endommagement.

Comme mentionné à la section 3.4.2.1, les échantillons à fibres unidirectionnelles ont démontré un comportement linéaire jusqu'à la rupture. Il n'y a donc pas eu d'endommagement progressif. À une contrainte près de la contrainte à la rupture, des fissures ont commencé à apparaître sur les côtés de l'échantillon (fig. 3.35) sur toute la longueur de ce dernier. Ensuite, ce phénomène s'est très rapidement propagé vers le centre de l'échantillon jusqu'à sa rupture finale en balai (fig. 3.36).

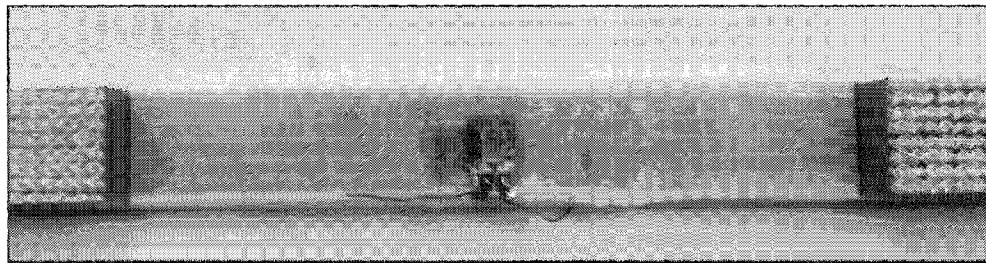


Figure 3.35 - Échantillon de traction à fibres unidirectionnelles à rupture incomplète

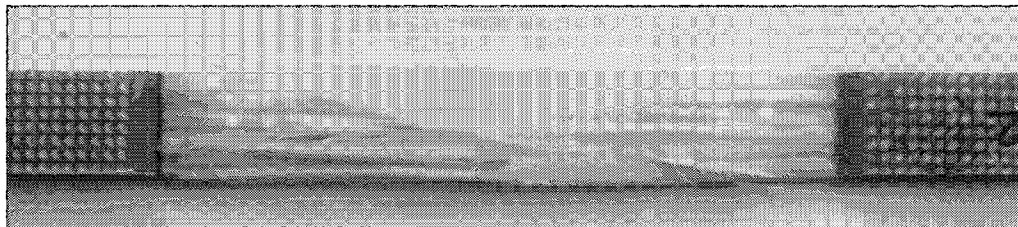


Figure 3.36 - Rupture finale d'un échantillon de traction à fibres unidirectionnelles

Ensuite, les composites à renforts tressés ont présenté des endommagements beaucoup plus complexes. Tout d'abord, la figure 3.37 présente la réponse typique non-linéaire des échantillons ayant un angle de tressage de $\pm 35^\circ$. L'absence de réponse linéaire au début de l'essai indique que l'endommagement a commencé dès qu'on a commencé à appliquer la charge.

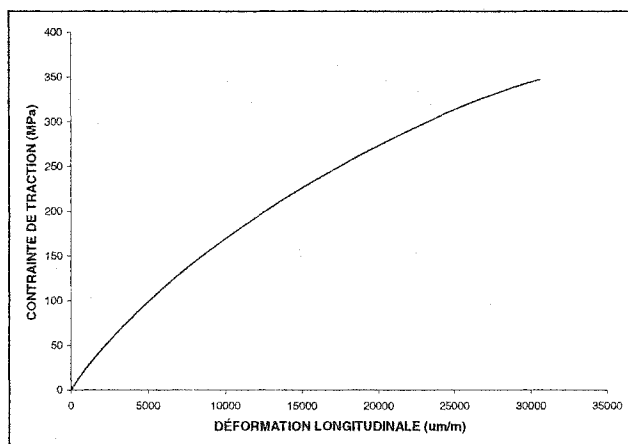


Figure 3.37 - Courbe contrainte-déformation en traction longitudinale d'un composite à renfort tressé à $\pm 35^\circ$

En effet, dès le tout début de l'application de la charge, on a pu observer la formation de courtes fissures sur les côtés de l'échantillon (fig. 3.38). Au fur et à mesure que la déformation a augmenté, ces fissures se sont multipliées sur toute la longueur de l'échantillon. En s'inspirant des observations de Gao et al. [35], on peut supposer que les fissures initiales se sont formées dans les couches supérieures étant donné qu'elles sont contraintes par les couches adjacentes sur un côté seulement. Ensuite, des zones blanches sont apparues dans le centre de l'échantillon à cause du cisaillement de l'interface fibres-matrice. À une charge près de la rupture, certains délaminages ont commencé à se développer à partir des fissures initiales sur toute la longueur des côtés de l'échantillon. Ces délaminages sont plus importants sur le côté de l'échantillon qui était sur la partie rigide du moule lors de la fabrication. Finalement, la rupture complète de

l'échantillon s'est produite très rapidement entraînant un délaminage important. Après observation de la zone de rupture, on remarque que sur le côté correspondant à la partie rigide du moule, les mèches se sont séparées des mèches adjacentes et que les fibres qui les composent sont séparées de la matrice. Par contre, sur la partie membrane, les mèches sont restées solidaires (fig. 3.39). L'imprégnation des fibres était donc plus adéquate sur la partie membrane du moule étant donné que l'endommagement y est moins important. Il est donc justifié de supposer que le taux de fibres n'est pas constant sur toute l'épaisseur des plaques fabriquées.

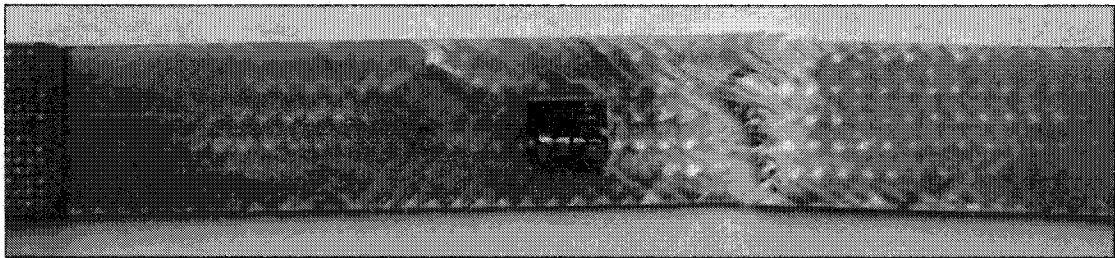


Figure 3.38 - Échantillon de traction à renfort tressé à $\pm 35^\circ$ sur le côté rigide du moule

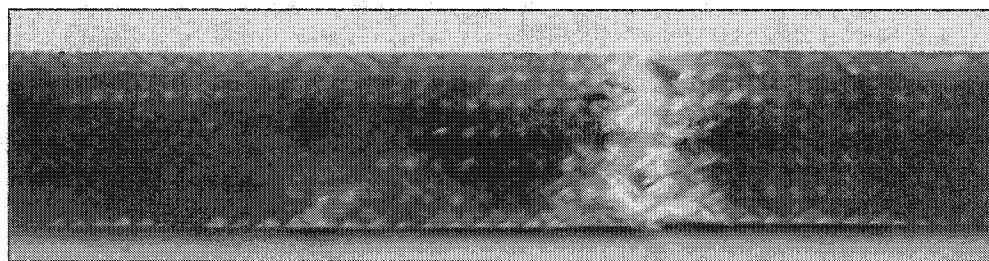


Figure 3.39 - Échantillon de traction à renfort tressé à $\pm 35^\circ$ sur le côté membrane du moule

Les échantillons comportant des angles de tressage de $\pm 45^\circ$ ont présenté une courbe contrainte-déformation bilinéaire, comme en témoigne la figure 3.40. Encore une fois, des fissures se sont développées sur toute la longueur des

côtés des échantillons très tôt pendant l'essai. Par la suite, il y a aussi eu apparition de zones blanches vers le centre. Contrairement aux composites à $\pm 35^\circ$, ces endommagements n'ont pas grandement affecté le comportement du matériau.

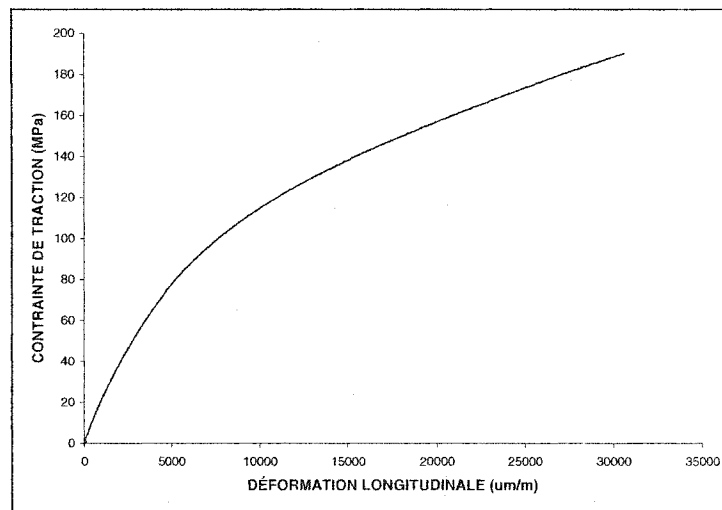


Figure 3.40 - Courbe contrainte-déformation en traction longitudinale d'un composite à renfort tressé à $\pm 45^\circ$

Au point d'écoulement, une striction, soit une diminution locale de la largeur de l'échantillon, a commencé à apparaître. L'endommagement du reste de l'échantillon s'est alors arrêtée. Plus la déformation était augmentée, plus le cisaillement des mèches et le délaminage s'amplifiaient dans la striction. Encore une fois, ces endommagements étaient plus marqués sur le côté de l'échantillon se trouvant sur la partie rigide du moule lors de la fabrication (fig. 3.41 et 3.42). Le plan de rupture final étant parallèle aux mèches sur presque toute la largeur de l'échantillon, on peut croire que le cisaillement est responsable de la rupture finale des échantillons à $\pm 45^\circ$.

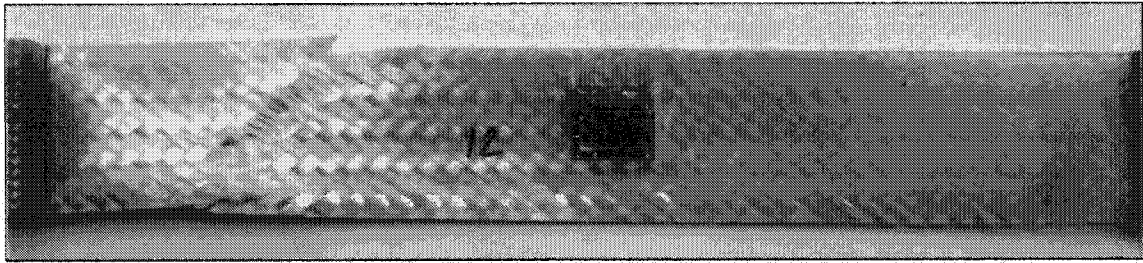


Figure 3.41 - Échantillon de traction à renfort tressé à $\pm 45^\circ$ sur le côté rigide du moule

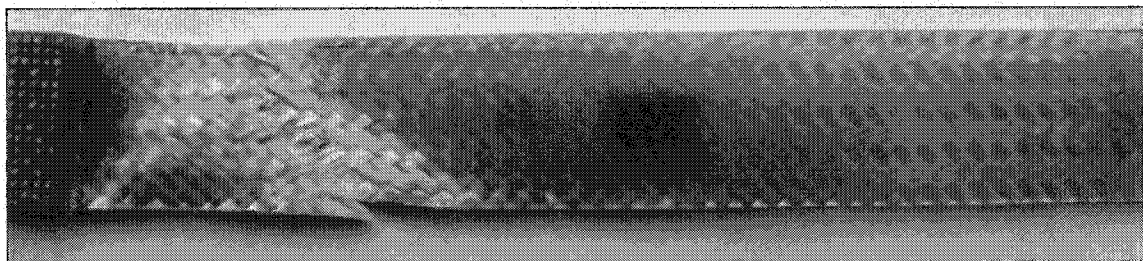


Figure 3.42 - Échantillon de traction à renfort tressé à $\pm 45^\circ$ sur le côté membrane du moule

Tout comme pour l'angle de tressage de $\pm 45^\circ$, les échantillons qui comportaient des tresses à $\pm 50^\circ$ ont aussi démontré une courbe contrainte-déformation bilinéaire (fig. 3.43)

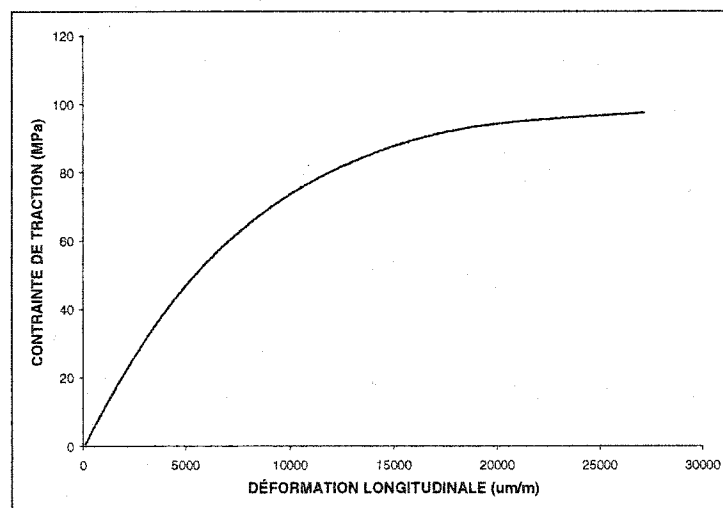


Figure 3.43 - Courbe contrainte-déformation en traction longitudinale d'un composite à renfort tressé à $\pm 50^\circ$

Au début de l'essai, de courtes fissures sont apparues sur les côtés de l'échantillon. Contrairement aux autres angles, ces fissures se sont produites entre les mèches plutôt qu'à l'intérieur de celles-ci. Graduellement, elles se sont propagées vers le centre de l'échantillon. Ensuite, une striction a commencé à se former au point d'écoulement. Il est cependant intéressant de spécifier que l'écoulement commençait à une déformation et une contrainte plus élevées que pour un angle de tressage de $\pm 45^\circ$ (tableau 3.22). On peut supposer que ceci est dû au fait que pour un angle de $\pm 50^\circ$, les fibres étant moins alignées par rapport à la direction de la charge, un plus grand étirement de l'échantillon est nécessaire pour débiter la striction que pour un angle de tressage de $\pm 45^\circ$.

Tableau 3.22 - Propriétés à l'écoulement des plaques à renfort tressé

Propriété	Angle de tressage (degrés)	Nb. échantillons	Moyenne normalisée à $V_f = 55\%$	Écart-type	Coeff. variation (%)
Déf. à l'écoulement	± 45	4	0.00605	0.00028	4.57
	± 55	6	0.00797	0.00071	8.94
Contrainte à l'écoulement	± 45	4	82.43 MPa	4.95 MPa	6.00
	± 50	6	88.33 MPa	7.16 MPa	8.10

Ensuite, à l'atteinte du point d'écoulement, on a vu apparaître sur toute la surface de l'échantillon de courtes fissures perpendiculaires à la direction de la charge. Étant donné que la résistance de la matrice (84.16 Mpa) est à peu près égale à la contrainte à laquelle ces premières fissures sont apparues, on peut supposer qu'elles se sont formées dans des zones de résine pure. Cette hypothèse est aussi supportée par le fait que le taux de fibres des échantillons à $\pm 50^\circ$ était généralement plus faible (entre 39 et 46%) que les échantillons à $\pm 35^\circ$ et $\pm 45^\circ$ (entre 51 et 57%) et il y avait donc une plus grande quantité de résine.

En continuant d'augmenter la déformation après l'écoulement, le cisaillement des mèches se concentrait dans la zone de striction ainsi que le délaminage. Encore une fois, on a noté un endommagement moins marqué du côté qui était en contact avec la membrane du moule.

Même si pour tous les échantillons on a atteint des contraintes maximales semblables, les ruptures ont grandement varié d'un échantillon à l'autre. En effet, on a obtenu une séparation marquée des mèches dans le plan de rupture et le bris de quelques mèches pour trois échantillons (fig. 3.44).

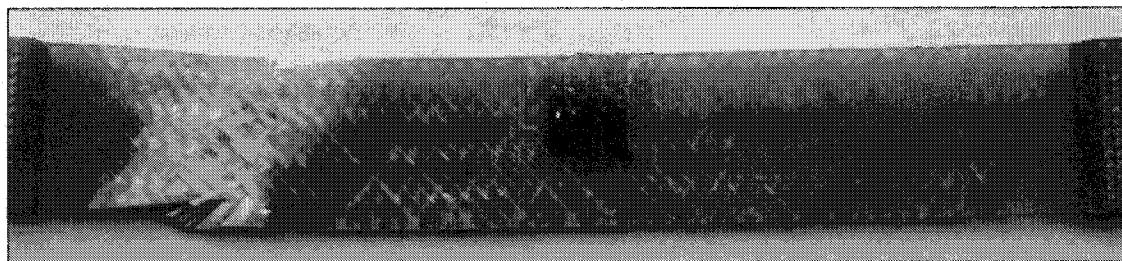


Figure 3.44 – Rupture complète: échantillon de traction à renfort tressé à $\pm 50^\circ$ sur le côté rigide du moule

Ensuite, vers la fin de l'essai, on a vu se développer une deuxième striction sur un autre échantillon sans en avoir rupture complète (fig. 3.45). Dans ce cas, sous l'effet de la réorientation des fibres dans la striction et de l'endommagement inégal sur les deux côtés de l'échantillon, ce dernier est devenu ondulé (fig. 3.46).

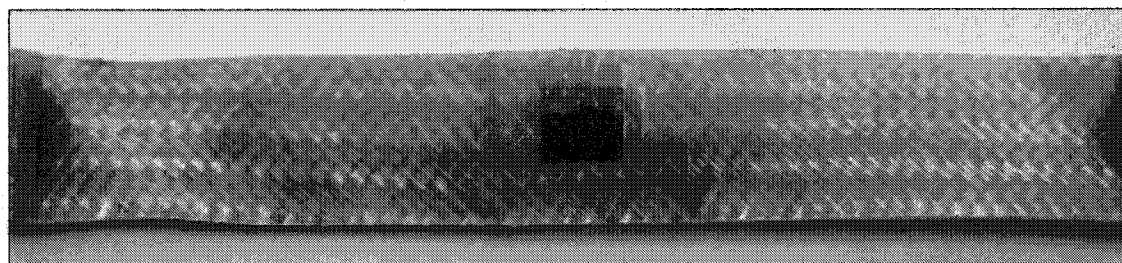


Figure 3.45 - Rupture incomplète: échantillon de traction à renfort tressé à $\pm 50^\circ$ avec deux zones de striction

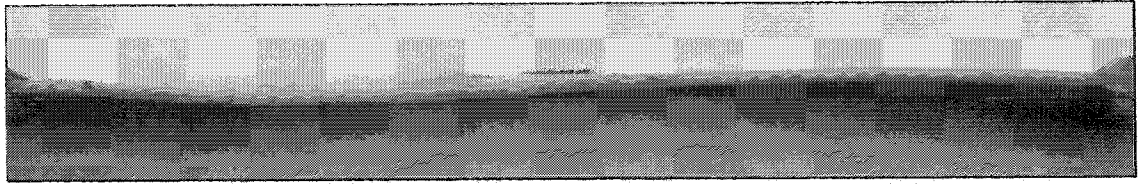


Figure 3.46 - Rupture incomplète: vue de côté d'un échantillon de traction à renfort tressé à $\pm 50^\circ$

Finalement, dans les deux autres cas, les mèches se sont réorientées de façon marquée vers la direction de chargement et la striction s'est alors graduellement allongée avec la propagation du délaminage et de la rupture en cisaillement de l'interface fibres-matrice (fig. 3.47 et 3.48).

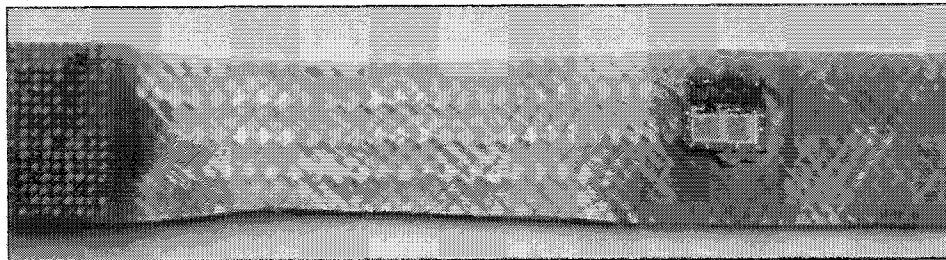


Figure 3.47 - Rupture incomplète: échantillon de traction à renfort tressé à $\pm 50^\circ$ avec réorientation des mèches

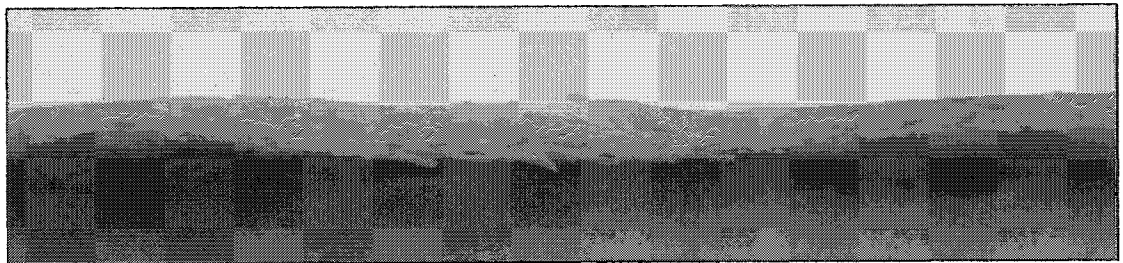


Figure 3.48 - Rupture incomplète: échantillon de traction à renfort tressé à $\pm 50^\circ$ avec délaminage important dans la striction

3.4.4.2 Compression

À cause des faibles dimensions de la zone d'essai des échantillons de compression et du montage, il a été difficile d'observer les mécanismes d'endommagement lors des essais comme dans le cas de la traction. Par contre, les courbes contrainte-déplacement ainsi que les échantillons brisés permettent de tirer certaines conclusions sur la façon dont ils se sont endommagés.

Comme mentionné à la section 3.4.2.2, les échantillons à fibres unidirectionnelles ont démontré un comportement linéaire jusqu'à la rupture. Ils ont donc brisé de façon catastrophique sans avoir préalablement subi d'endommagement notable. La figure 3.49 montre un plan de rupture perpendiculaire à la direction de chargement. À cause de la faible longueur de la zone d'essai, on peut supposer que les fibres ont brisé en compression sans flambement, mais on ne peut l'affirmer avec une certitude absolue.

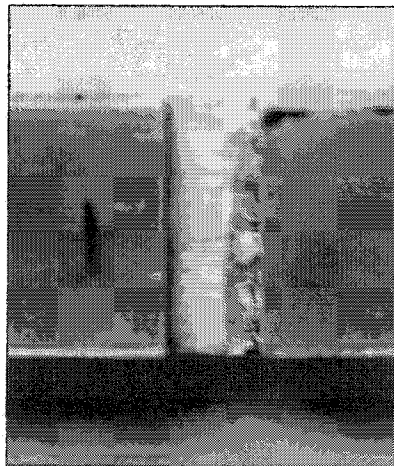


Figure 3.49 - Rupture en compression d'un échantillon à fibres unidirectionnelles

Par la suite, les essais sur les échantillons à renforts tressés à $\pm 35^\circ$ ont aussi démontré une rupture catastrophique. Après l'« adaptation » des surfaces d'appui des échantillons, la courbe contrainte-déplacement (fig. 3.50) est presque linéaire jusqu'à la rupture finale de l'échantillon, où il y a une chute subite de la contrainte.

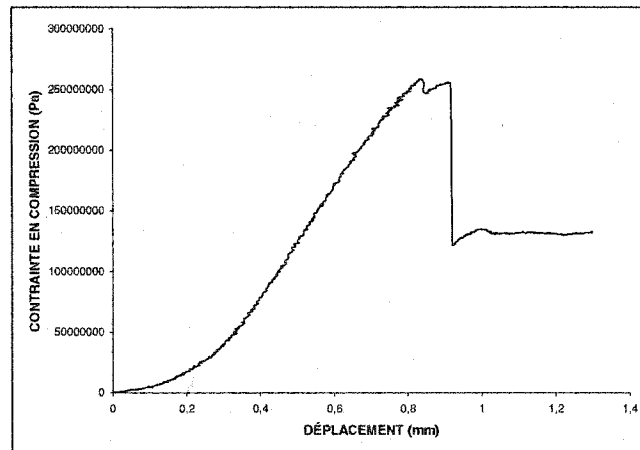


Figure 3.50 - Courbe contrainte-déplacement pour les échantillons à renforts tressés à $\pm 35^\circ$

Le plan de rupture en dent de scie suit la direction des mèches du renfort et est accompagné de délaminages (fig. 3.51). Tout comme pour la traction, les mèches demeurent plus solidaires du côté correspondant à la membrane du moule (fig. 3.52).

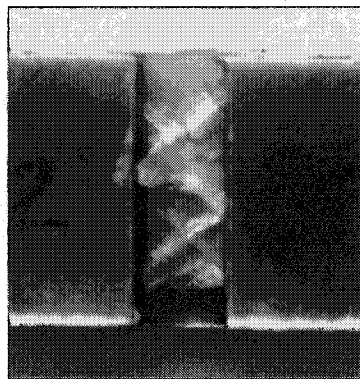


Figure 3.51 - Rupture en compression d'un échantillon à renfort tressé à $\pm 35^\circ$ sur le côté rigide du moule

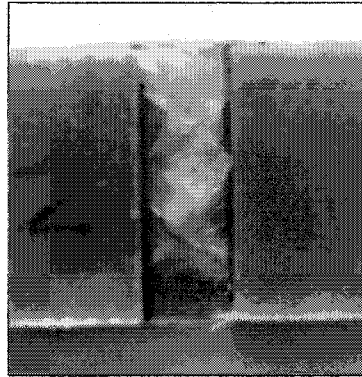


Figure 3.52 - Rupture en compression d'un échantillon à renfort tressé à $\pm 35^\circ$ sur le côté membrane du moule

En augmentant l'angle de tressage à $\pm 45^\circ$, on a observé une rupture en compression plus progressive que dans le cas précédent. Avant l'atteinte de la charge maximale, la courbe contrainte-déplacement a commencé à fléchir en réponse à l'endommagement en cisaillement des mèches (fig. 3.53). Ce type d'endommagement est représenté par des zones blanches sur toute la largeur de l'échantillon (fig. 3.54). Encore une fois, on a obtenu un plan de rupture en dent de scie accompagné de délaminage.

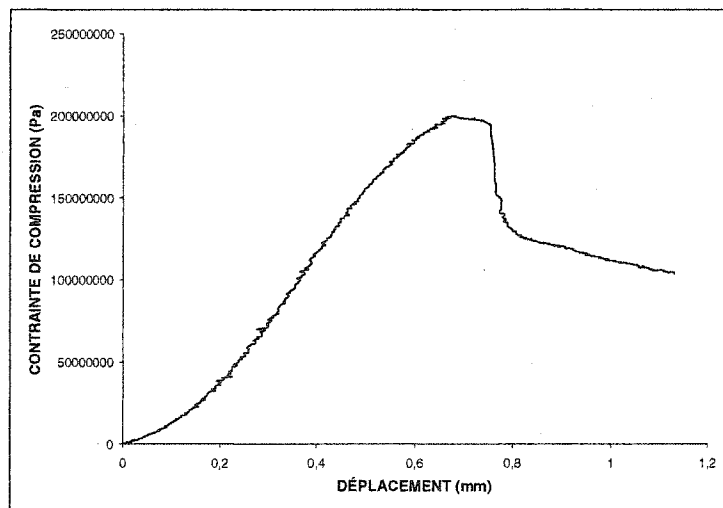


Figure 3.53 - Courbe contrainte-déplacement pour les échantillons à renforts tressés à $\pm 45^\circ$

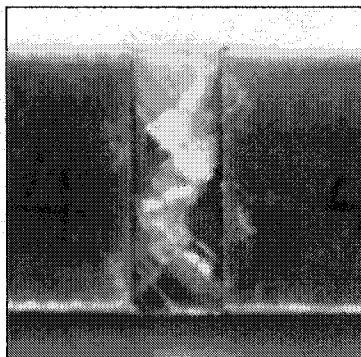


Figure 3.54 - Rupture en compression d'un échantillon à renfort tressé à $\pm 45^\circ$ sur le côté rigide du moule

Finalement, la rupture des échantillons à $\pm 50^\circ$ s'est produite de façon beaucoup plus progressive que dans les deux autres cas. Avant l'atteinte de la charge maximale, la pente de la courbe contrainte-déplacement diminue graduellement à cause de l'endommagement qui débute (fig. 3.55). La contrainte diminue ensuite graduellement jusqu'à un plateau. Les échantillons ne se sont pas brisés de façon subite.

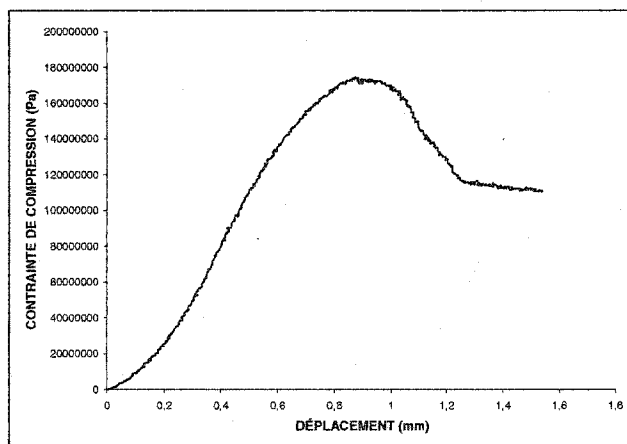


Figure 3.55 - Courbe contrainte-déplacement pour les échantillons à renforts tressés à $\pm 50^\circ$

On note qu'il n'y a pas eu de rupture de fibres (fig. 3.56). Les fissures importantes entre les mèches et les délaminages ont permis à ces dernières d'onduler de plus en plus sous l'effet de la charge. Les différentes couches ainsi séparées ont alors flambé (fig. 3.57).

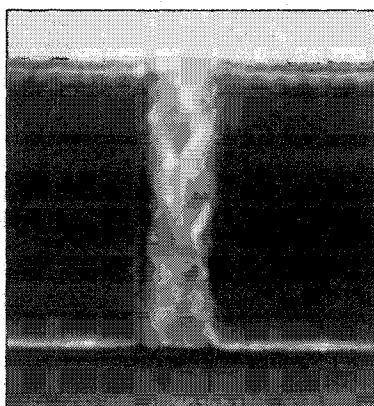


Figure 3.56 - Rupture en compression d'un échantillon à renfort tressé à $\pm 50^\circ$

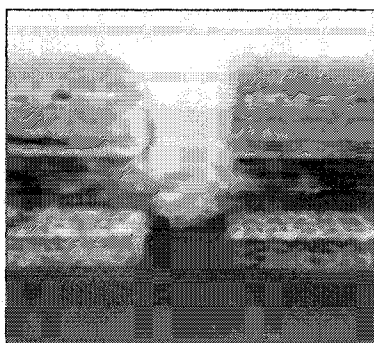


Figure 3.57 – Vue de côté d'un échantillon à renfort tressé à $\pm 50^\circ$ en compression

3.4.4.3 Cisaillement

Le comportement en cisaillement des composites à fibres unidirectionnelles est très différent de ceux à renforts tressés. Comme mentionné précédemment, les échantillons unidirectionnels ont démontré un comportement linéaire jusqu'au développement des premières fissures (fig. 3.58). À ce moment-là, le module commence à grandement chuter. Au point de rupture, il y a eu apparition de fissures importantes entre les entailles des échantillons, ce qui indique qu'on a bel et bien eu rupture en cisaillement (3.59).

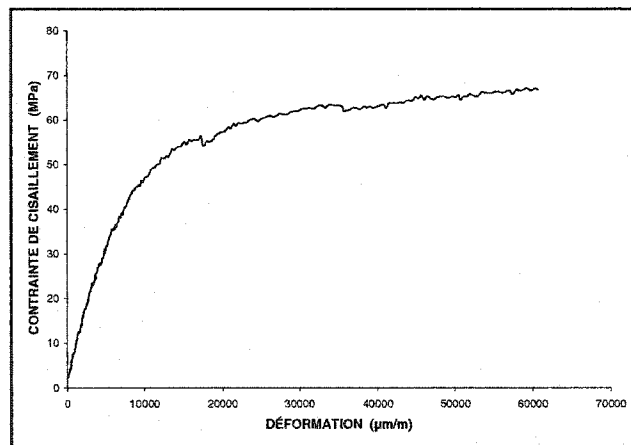


Figure 3.58 - Courbe contrainte-déformation en cisaillement d'un pli unidirectionnel

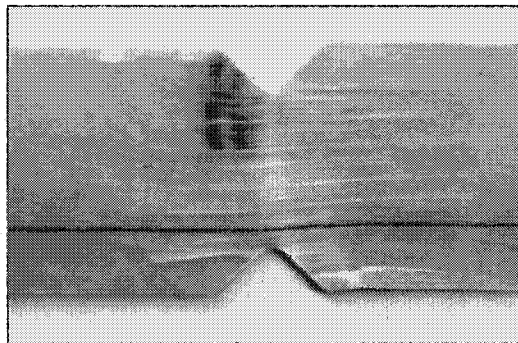


Figure 3.59 - Rupture en cisaillement d'un échantillon losipescu à fibres unidirectionnelles

On a ensuite obtenu des courbes contrainte-déformation linéaires (fig. 3.60) pour l'ensemble des échantillons à renforts tressés et ce, pour tous les angles de tressage testés. La portion initiale de la courbe qui a une pente plus faible correspond à l'« adaptation » des surfaces de contact de l'échantillon avec le montage et ne représente pas le comportement réel du matériau.

Comme en témoigne la figure 3.61, aucun endommagement s'est produit entre les entailles des échantillons, ce qui explique la linéarité de courbe contrainte-déformation. La résistance en cisaillement des composites à renforts tressés étant très élevée, la rupture s'est produite aux points d'appui. La méthode d'essai losipescu n'était donc pas appropriée pour obtenir une rupture en cisaillement de ce type de composite.

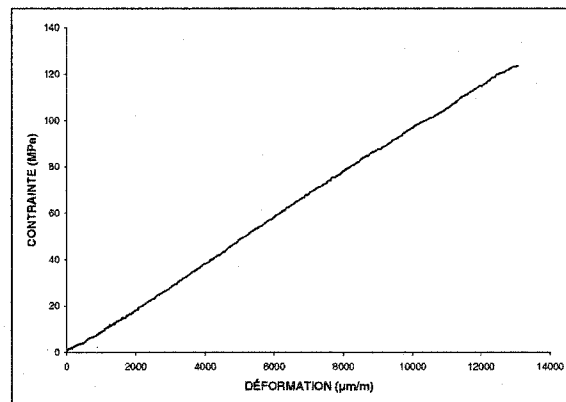


Figure 3.60 - Courbe contrainte-déformation en cisaillement d'un composite à renforts tressé à $\pm 35^\circ$

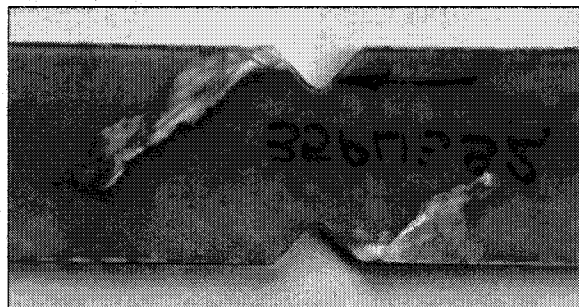


Figure 3.61 - Endommagement des échantillons de cisaillement à renforts tressés aux points d'appui

CONCLUSION

Cette étude a permis de faire une exploration générale des propriétés des renforts tressés biaxiaux de verre. Plusieurs volets ont été couverts afin d'avoir une vue générale des possibilités offertes par ces renforts.

Lors de la caractérisation des renforts tressés à sec, on a remarqué que leur fraction volumique de fibres diminue linéairement avec l'augmentation de leur épaisseur. Ce taux de diminution était de plus en plus marqué en s'éloignant d'un angle de $\pm 45^\circ$. L'éloignement de cet angle s'accompagnait également d'un rapprochement des mèches formant la tresse. Par une étude de la masse surfacique en fonction de l'angle de tressage, on a pu affirmer que l'on n'atteignait pas l'angle de blocage du renfort pour la gamme d'angles considérés, soit $\pm 35^\circ$, $\pm 45^\circ$ et $\pm 50^\circ$.

La perméabilité des renforts tressés de fibres de verre mis à plat a été mesurée pour différentes combinaisons d'angles de tressage et de taux de fibres. Pour l'ensemble des angles, la perméabilité a augmenté avec la diminution de la fraction volumique de fibres. Cependant, le taux de fibres a eu moins d'influence sur les tresses ayant une masse surfacique très élevée. Enfin, à taux de fibres constant, la perméabilité est maximale à un angle de tressage de $\pm 45^\circ$. En diminuant cet angle, la perméabilité a diminué à cause de l'augmentation de la masse surfacique. L'éloignement des mèches par rapport à la direction de l'écoulement a été responsable de la diminution de la perméabilité pour un angle de $\pm 50^\circ$.

Ensuite, le procédé de fabrication des plaques verre-epoxy pour les essais mécaniques étant nouveau, on a mesuré le taux de fibres suivant la longueur d'une plaque de chaque angle de tressage pour voir s'il était constant. Les résultats obtenus ont démontré que le taux de fibres augmentait linéairement au fur et à mesure qu'on s'approchait de l'évent à cause de la force de compaction des renforts qui y était plus élevée lors de l'injection. L'écart entre l'entrée et la sortie étant faible, on a considéré que le taux volumique de fibres était constant. Malheureusement, les taux de fibres variaient énormément d'une plaque à l'autre à cause de la membrane flexible du moule d'injection. On a donc dû développer une méthode de normalisation des résultats expérimentaux issus des essais mécaniques pour être en mesure de les comparer entre eux.

En comparant les propriétés expérimentales des composites à renforts tressés pour des angles de tressage de $\pm 35^\circ$, $\pm 45^\circ$ et $\pm 50^\circ$ avec les propriétés des stratifiés unidirectionnels prédites par la théorie des stratifiés, on a déterminé l'effet de l'ondulation et de l'entrecroisement des mèches formant les renforts tressés.

En traction, l'entrecroisement des mèches d'un composite à renforts tressés a entravé le déplacement des mèches et il en a résulté une augmentation du module E_{xx} . La contrainte à la rupture était cependant la même que celle prédite pour un stratifié unidirectionnel, tout comme le coefficient de Poisson ν_{xy} à des angles de $\pm 45^\circ$ et $\pm 50^\circ$. Par contre, le plus grand nombre d'entrecroisements dans la direction transversale dans les échantillons à $\pm 35^\circ$ a eu pour effet de diminuer ν_{xy} . En observant sommairement les mécanismes de rupture, on a remarqué que plus l'angle de tressage diminuait, plus la rupture se produisait subitement. À $\pm 35^\circ$, il y a cisaillement des mèches et de l'interface fibres-matrice avant la séparation de l'échantillon. Avant la rupture complète des échantillons à $\pm 45^\circ$, il y a apparition d'une striction, donc un endommagement plus prononcé.

Finalement, à $\pm 50^\circ$, les mèches se réorientent selon la direction de la charge dans la zone de striction et dans plusieurs cas, il n'y a pas eu de rupture complète des fibres.

En compression, la résistance d'un composite à renfort tressé est beaucoup plus faible qu'un stratifié unidirectionnel à cause de l'ondulation des mèches qui crée des concentrations de contraintes. Cet écart diminue lorsque l'angle de tressage augmente. De plus, la rupture se produit de façon plus catastrophique si les fibres sont orientées à un angle faible par rapport à la direction de la charge qu'à un angle plus élevé.

Finalement, l'essai de cisaillement de type Iosipescu s'est démontré inapproprié pour la caractérisation des composites à renforts tressés. En effet, il a été impossible d'obtenir une rupture en cisaillement des échantillons. De plus, il semblerait qu'ils aient été chargés en une combinaison de flexion et de cisaillement compte tenu de leur grande rigidité en cisaillement par rapport à la rigidité en flexion. Ce phénomène a donc faussé les modules mesurés.

À la lumière des problèmes rencontrés et des observations faites au cours de ce projet, diverses recommandations peuvent être formulées en vue d'une étude plus approfondie des renforts tressés et de leurs composites.

Pour caractériser les tresses en perméabilité de façon plus complète, il serait nécessaire de les cisailier avec des angles de tressage plus élevés et plus faibles que ceux examinés lors de cette étude afin de faire apparaître le phénomène de blocage et d'en déterminer les conséquences sur la perméabilité. Ainsi, une meilleure étude de l'évolution de la perméabilité serait alors possible pour une plus grande gamme d'angles pour un taux de fibres constant.

Un des problèmes principaux de l'analyse des résultats expérimentaux étant la variation du taux de fibres d'une plaque à l'autre, il serait préférable d'employer un moule ayant une cavité rigide, permettant ainsi d'obtenir le taux de fibres désiré. Il serait alors presque inutile de normaliser les résultats, ce qui faciliterait leur comparaison pour différents angles de tressage. Les imprécisions introduites par le passage à un taux de fibres très différent du taux réel seraient alors éliminées.

L'utilisation de jauges de déformation lors des essais de compression aurait permis de déterminer l'ampleur de l'effet de l'ondulation des mèches sur le module de compression, ce qui a été impossible dans la présente étude.

Finalement, les essais de cisaillement losipescu s'étant montrés inappropriés, le développement d'une méthode pour charger en torsion d'un tube à renfort tressé serait une voie à explorer pour déterminer les propriétés en cisaillement.

RÉFÉRENCES

1. ARHORROCKS, Anand, (2000), Handbook of technical textiles, The Textile Institute, Woodhead Publishing, Cambridge, 559 pages.
2. MALLICK, P.K., (1997). Composites Engineering Handbook, Marcel Dekker.
3. NIU, Michael, (1992). Composite Airframe Structures : Practical Design Information and Data, Conmilit Press Ltd, Hong Kong, 664 pages.
4. SCHWARTZ, Mel, (1992). Composite Materials Handbook, 2^e édition, McGraw-Hill.
5. Site du groupe composites de MIT : <http://web.mit.edu/lmp/www/composites/costmodel/ProcessDescription/Braiding2D.html>
6. KO, Frank K., (1988). Braiding, Engineered Materials Handbook, Vol.1, ASM International, Ohio.
7. HUANG, Z.M. (2000). The Mechanical Properties of Composites Reinforced with Woven and Braided Fabrics, Composites Science and Technology, 60, 479-498.
8. NAIK, R.A. (1995). Failure Analysis of Woven and Braided Fabric Reinforced Composites, Journal of Composite Materials, 29, 2334-2363.
9. LONG, A.C. (2001). Process Modelling for Liquid Moulding of Braided Preforms, Composites : Part A, 32, 941-953.

10. ADAMS, D.O., HYER, M.W. (1993). Effects of Layer Waviness on the Compression Strength of Thermoplastic Composite Laminates, Journal of Reinforced Plastics and Composites, 12, 414-429.
11. DADKHAH, M.S., FLINTOFF, J.G. et al. (1995). Simple Model for Triaxially Braided Composites, Composites, 26, 561-577.
12. FUHS, Allen E., SCHETZ Joseph A. (1996). Handbook of Fluid Dynamics and Fluid Machinery - Vol 1 : Fundamentals of Fluid Dynamics, John Wiley & Sons, pp.818-821.
13. LONG, A.C., RUDD, C.D. et al. (1997). Liquid Moulding Technologies, Woodhead Publishings, Cambridge, 457 pages.
14. LEMENN, Y. (1994). Étude de la compressibilité et de la perméabilité des renforts directionnels, Mémoire de Maîtrise ès Sciences Appliquées, École Polytechnique de Montréal, Canada.
15. GUTOWSKI, T. (1997). Advanced Composites Manufacturing, Wiley Inter-Science.
16. HAMMAMI, A., TROCHU, F., GAUVIN, R. et WIRTH, S. (1996). Directional Permeability Measurement of Deformed Reinforcement, Journal of Reinforced Plastics and Composites, 15, 552-562.
17. HEARDMAN, E., LEKAKOU, C. et BADER, M.G. (2001). In-Plane Permeability of Sheared Fabrics, Composites : Part A, 32, 933-940.

18. DUNGAN, F.D. et al. (1999). On the Use of Darcy Permeability in Sheared Fabrics, Journal of Reinforced Plastics and Composites, 18, 472-484.
19. LUNDSTRÖM, T.S. et GEBART, B.R. (1995). Effect of Perturbation of Fibre Architecture on Permeability Inside Fibre Tows, Journal of Composite Materials, 29, 424-443.
20. SHIH, C. et LEE, J. (1998). Effect of Fiber Architecture on Permeability in Liquid Composite Molding, Polymer Composites, 19, 626-639.
21. SIMACEK, P. et ADVANI, S. (1996). Permeability Model for a Woven Fabric, Polymer Composites, 17, 887-899.
22. YU, B. et LEE, J. (2000). A Simplified In-Plane Permeability Model for Textile Fabrics, Polymer Composites, 21, 660-685.
23. MASTERS, J.E. et IFJU, P.G. (1996). A Phenomenological Study of Triaxially Braided Textile Composites Loaded in Tension, Composites Science and Technology, 56, 347-358.
24. NAIK, R.A., IFJU, P.G. et MASTERS, J.E. (1994). Effect of Fiber Architecture Parameters on Deformation Fields and Elastic Moduli of 2-D Braided Composites, Journal of Composite Materials, 28, 656-681.
25. FENG, Z., ALLEN, H.G. et al. (1999). Study of Stress Concentrations in Woven Composites, Journal of Reinforced Plastics and Composites, 18, 198-214.

26. KOTEK, J. , GLODAR, P. et CERNY, M. (2002), Influence of Reinforcement Compaction on Interlaminar Shear Strength and Dynamic Moduli of a Laminated Carbon-Carbon Composite, Journal of Materials Science Letters, 21, 231-234.
27. AGGARWAL, A., RAMAKRISHNA, S. et al. (2001). Predicting the In-Plane Elastic Constants of Diamond Braided Composites, Journal of Composite Materials, 35, 665-688.
28. HUANG, Z.M., WANG, Q. et al. (2002). Tensile Behaviour of Functionally Graded Braided Carbon Fiber/Epoxy Composite Material, Polymers & Polymer Composites, 10, 307-314.
29. CHEN, J., McBRIDE, T.M. et SANCHEZ, S.B. (1998), Sensitivity of Mechanical Properties to Braid Misalignment in Triaxial Braid Composite Panels, ASTM Journal of Composites Technology & Research, 20, 13-17.
30. FALZON, P.J. et HERSZBERG, I. (1998). Mechanical Performance of 2-D Braided Carbon/Epoxy Composites, Composites Science and Technology, 58, 253-265.
31. CHUN, H.J., SHIN, J.Y. et al. (2001). Effects of Material and Geometric Nonlinearities on the Tensile and Compressive Behavior of Composite Materials With Fiber Waviness, Composites Science and Technology, 61, 125-134.
32. RAI, H.G., CRANE, D.A. (1992). Mechanics of Curved Fiber Composites, Journal of Reinforced Plastics and Composites, 11, 552-566.

33. ADAMS, D.O. et WEST, A.C. (1997). Investigating Fiber Tow Crimping Effects In Braided Composite Materials, Experimental Techniques, 19, 15-18.
34. PIGOTT, M.R. (1995). The Effect of Fiber Waviness on the Mechanical Properties of Unidirectional Fiber Composites : A Review. Composites Science and Technology, 53, 201-205.
35. GAO, F., BONIFACE, L. et al. (1999). Damage Accumulation in Woven-Fabric CFRP Laminates Under Tensile Loading : Part 1. Observations of Damage Accumulation. Composites Science and Technology, 59, 123-136.
36. FUJITA, A. ET AL. (1992). Mechanical Behavior and Fracture Mechanism in Flat Braided Composites. Part 1: Braided Flat Bar, Journal of Reinforced Plastics and Composites, 11, 600-617.
37. HSIAO, H.M., DANIEL, I.M. (1996). Nonlinear Elastic Behavior of Unidirectional Composites With Fiber Waviness Under Compressive Loading, Journal of Engineering Materials and Technology, 118, 561-570.
38. MASTERS, J.E., (1987). Basic Failure Modes of Continuous Fiber Composites, Engineered Materials Handbook, ASM International.
39. The Composite Materials Handbook – MIL 17, vol. 3, Lancaster, Technomic, (1990).
40. ZAKO, M., UETSUJI, Y. (2002). On the Damage Behavior of Fiber Reinforced Composite Materials, International Journal of Damage Mechanics, 11, 187-202.

41. ISHIKAWA, T., CHOU, T.W. (1983). Nonlinear Behavior of Woven Fabric Composites, Journal of Composite Materials, 17, 399-413.
42. WHITCOMB, J., TANG, X. (2000). Effective Moduli of Woven Composites, Journal of Composite Materials, 35, 2127-2144.
43. KYRIADES, S., RUFF, A.E. (1996). Aspects of the Failure and Postfailure of Fiber Composites in Compression, Journal of Composite Materials, 31, 2000-2037.
44. NAIK, N.K., SHEMBEKAR, P.S. (1991). Elastic Behavior of Woven Fabric Composites : I – Lamina Analysis, Journal of Composite Materials, 26, 2196-2225.
45. BOISSE, P., BUET, K. et al. (2001). Meso/Macro-Mechanical Behaviour of Textile Reinforcements for Thin Composites, Composites Science and Technology, 61, 395-401.
46. ASTM D 2584-02 – Standard Test Method for Ignition Loss of Cured Reinforced Resins. Annual Book of ASTM Standards, vol. 08.02, (2002).
47. ASTM D 792-00 – Standard Test Methods for Density and Specific Gravity (Relative Density) of Plastics by Displacement . Annual Book of Standards, vol. 08.01, (2002).
48. ASTM D 2734-94 – Standard Test Methods for Void Content of Reinforced Plastics. Annual Book of ASTM Standards, vol. 08.01, (2002).

49. FERLAND, P., GUITTARD, D. et TROCHU, F. (1996). Concurrent Methods for Permeability Measurement in Resin Transfer Molding, Polymer Composites, 17, 149-158.
50. ASTM D 638-01 – Standard Test Methods for Tensile Properties of Plastics. Annual Book of Standards, vol. 08.01, (2002).
51. ASTM D 3039/D 3039M-00 – Standard Test Method for Tensile Properties of Polymer Matrix Composite Materials. Annual Book of Standards, vol. 15.03, (2002).
52. SACMA SRM 1-94 – Test Method for Compressive Properties of Oriented Fiber-Resin Composites.
53. ASTM D 695-96 – Standard Test Method for Compressive Properties of Rigid Plastics. Annual Book of Standards, vol. 08.01, (2002).
54. ASTM D 5379/D 5379M-98 – Standard Test Method for Shear Properties of Composite Materials by the V-Notched Beam Method. Annual Book of Standards, vol. 15.03, (2002).
55. HEARDMAN, E., LEKAKOU, C. et BADER, M.G. (2001). In-Plane Permeability of Sheared Fabrics, Composites : Part A, 32, 933-940.
56. The Composite Materials Handbook – MIL 17, vol. 1, Lancaster, Technomic, (1990).
57. Logiciel PC-Laminate, Technomic Publishings.

ANNEXE A

**ÉQUATIONS MODIFIÉES POUR LE CALCUL DES MODULES
TRANSVERSAL ET DE CISAILLEMENT D'UN PLI À FIBRES
UNIDIRECTIONNELLES**

Tableau A 1 - Relations modifiées des propriétés d'un pli unidirectionnel (réf. [2])

Propriété	Chamis	Tsai-Hahn
E_{22}	$\frac{E_f E_m}{E_f - \sqrt{V_f} (E_f - E_m)}$	$\frac{(V_f + \eta_{22} V_m) E_f E_m}{(E_m V_f + \eta_{22} V_m E_f)}$
G_{12}	$\frac{G_f G_m}{G_f - \sqrt{V_f} (G_f - G_m)}$	$\frac{(V_f + \eta_{12} V_m) G_f G_m}{(G_m V_f + \eta_{12} V_m G_f)}$

Dans les équations de Tsai-Hahn, η_{22} et η_{12} sont appelés paramètres de partitionnement des contraintes. Pour un composite verre-epoxy, ces paramètres prennent les valeurs suivantes :

$$\eta_{22} = 0.516$$

$$\eta_{12} = 0.316$$

ANNEXE B**RÉSUMÉ DE LA THÉORIE DES STRATIFIÉS DANS LE CAS SYMÉTRIQUE
ET CRITÈRES DE RUPTURE D'UN STRATIFIÉ****B1. Propriétés d'un pli orienté à un angle θ**

Un pli orienté à un angle θ par rapport à l'axe de chargement possède deux systèmes de coordonnées tel qu'illustré à la figure B1. Les axes 1 et 2 correspondent respectivement aux directions longitudinale et transversale des fibres alors que x et y sont associés aux directions longitudinale et transversale de chargement. Le signe positif ou négatif de l'angle θ entre le système d'axes 12 et le système xy est déterminé par la règle de la main droite.

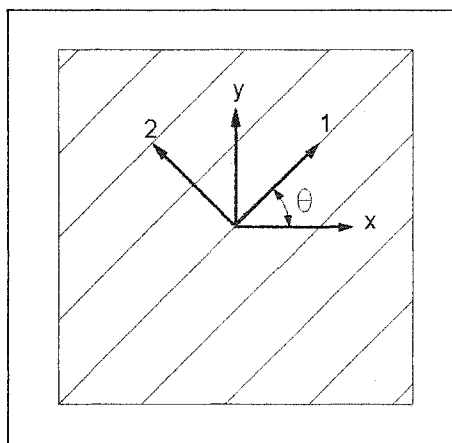


Figure B1 - Systèmes de référence d'un pli orienté à un angle θ

Connaissant les propriétés mécaniques selon x et y, soient E_{xx} , E_{yy} , G_{xy} et ν_{xy} , on peut calculer les propriétés principales (E_{11} , E_{22} , G_{12} et ν_{12}) d'un pli à partir des relations suivantes :

$$\frac{1}{E_{xx}} = \frac{\cos^4 \theta}{E_{11}} + \frac{\sin^4 \theta}{E_{22}} + \frac{1}{4} \left(\frac{1}{G_{12}} - \frac{2\nu_{12}}{E_{11}} \right) \sin^2 2\theta \quad (B.1)$$

$$\frac{1}{E_{yy}} = \frac{\sin^4 \theta}{E_{11}} + \frac{\cos^4 \theta}{E_{22}} + \frac{1}{4} \left(\frac{1}{G_{12}} - \frac{2\nu_{12}}{E_{11}} \right) \sin^2 2\theta \quad (B.2)$$

$$\frac{1}{G_{xy}} = \frac{1}{E_{11}} + \frac{2\nu_{12}}{E_{11}} + \frac{1}{E_{22}} - \left(\frac{1}{E_{11}} + \frac{2\nu_{12}}{E_{11}} + \frac{1}{E_{22}} - \frac{1}{G_{12}} \right) \cos^2 2\theta \quad (B.3)$$

$$\nu_{xy} = E_{xx} \left[\frac{\nu_{12}}{E_{11}} - \frac{1}{4} \left(\frac{1}{E_{11}} + \frac{2\nu_{12}}{E_{11}} + \frac{1}{E_{22}} - \frac{1}{G_{12}} \right) \sin^2 2\theta \right] \quad (B.4)$$

Il est possible de calculer les contraintes induites dans le système 12 par une contrainte du système de coordonnées xy.

$$\begin{aligned} \sigma_{11} &= \sigma_{xx} \cos^2 \theta + \sigma_{yy} \sin^2 \theta + 2\tau_{xy} \cos \theta \sin \theta \\ \sigma_{22} &= \sigma_{xx} \sin^2 \theta + \sigma_{yy} \cos^2 \theta - 2\tau_{xy} \cos \theta \sin \theta \\ \tau_{12} &= (-\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) \sin \theta \cos \theta + \tau_{xy} (\cos^2 \theta - \sin^2 \theta) \end{aligned} \quad (B.5)$$

RELATIONS CONTRAINTE-DÉFORMATION POUR UN PLI

Pour un pli orienté à 0° , on a :

$$\begin{bmatrix} \sigma_{xx} \\ \sigma_{yy} \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} Q_{11} & Q_{12} & 0 \\ Q_{12} & Q_{22} & 0 \\ 0 & 0 & Q_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_{xx} \\ \varepsilon_{yy} \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} = [Q] \begin{bmatrix} \varepsilon_{xx} \\ \varepsilon_{yy} \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} \quad (\text{B.6})$$

où :

$$\begin{aligned} Q_{11} &= \frac{E_{11}}{1 - \nu_{12}\nu_{21}} \\ Q_{22} &= \frac{E_{22}}{1 - \nu_{12}\nu_{21}} \\ Q_{12} = Q_{21} &= \frac{\nu_{12}E_{22}}{1 - \nu_{12}\nu_{21}} = \frac{\nu_{21}E_{11}}{1 - \nu_{12}\nu_{21}} \\ Q_{66} &= G_{12} \\ \text{et} \\ \nu_{21} &= \frac{E_{22}}{E_{11}} \nu_{12} \end{aligned}$$

(B.7)

De façon plus générale, pour un pli orienté à un angle θ autre que 0° ou 90° , la relation équivalente suivante s'applique :

$$\begin{bmatrix} \sigma_{xx} \\ \sigma_{yy} \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \bar{Q}_{11} & \bar{Q}_{12} & \bar{Q}_{16} \\ \bar{Q}_{12} & \bar{Q}_{22} & \bar{Q}_{26} \\ \bar{Q}_{16} & \bar{Q}_{26} & \bar{Q}_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_{xx} \\ \varepsilon_{yy} \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} = [\bar{Q}] \begin{bmatrix} \varepsilon_{xx} \\ \varepsilon_{yy} \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} \quad (\text{B.8})$$

où :

$$\begin{aligned}
 \bar{Q}_{11} &= Q_{11}\cos^4\theta + 2(Q_{12} + 2Q_{66})\sin^2\theta\cos^2\theta + Q_{22}\sin^4\theta \\
 \bar{Q}_{12} &= Q_{12}(\sin^4\theta + \cos^4\theta) + (Q_{11} + Q_{22} - 4Q_{66})\sin^2\theta\cos^2\theta \\
 \bar{Q}_{22} &= Q_{11}\sin^4\theta + 2(Q_{12} + 2Q_{66})\sin^2\theta\cos^2\theta + Q_{22}\cos^4\theta \\
 \bar{Q}_{16} &= (Q_{11} - Q_{12} - 2Q_{66})\sin\theta\cos^3\theta + (Q_{12} - Q_{22} + 2Q_{66})\sin^3\theta\cos\theta \\
 \bar{Q}_{26} &= (Q_{11} - Q_{12} - 2Q_{66})\sin^3\theta\cos\theta + (Q_{12} - Q_{22} + 2Q_{66})\sin\theta\cos^3\theta \\
 \bar{Q}_{66} &= (Q_{11} + Q_{22} - 2Q_{12} - 2Q_{66})\sin^2\theta\cos^2\theta + Q_{66}(\sin^4\theta + \cos^4\theta)
 \end{aligned} \tag{B.9}$$

B2. Propriétés d'un stratifié composé de plusieurs plis

Pour un stratifié, on a les relations suivantes entre les forces et moments appliqués et les déformations et courbures résultantes du plan médian du stratifié :

$$\begin{bmatrix} N_{xx} \\ N_{yy} \\ N_{xy} \end{bmatrix} = [A] \begin{bmatrix} \varepsilon_{xx} \\ \varepsilon_{yy} \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} + [B] \begin{bmatrix} k_{xx} \\ k_{yy} \\ k_{xy} \end{bmatrix} \tag{B.10}$$

$$\begin{bmatrix} M_{xx} \\ M_{yy} \\ M_{xy} \end{bmatrix} = [B] \begin{bmatrix} \varepsilon_{xx} \\ \varepsilon_{yy} \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} + [D] \begin{bmatrix} k_{xx} \\ k_{yy} \\ k_{xy} \end{bmatrix} \tag{B.11}$$

où :

$[N]$: vecteur des forces appliquées par unité de largeur de l'échantillon

$[M]$: vecteur des moments appliqués par unité de largeur de l'échantillon

$\begin{bmatrix} \sigma \\ \varepsilon \end{bmatrix}$: vecteur des déformations du plan médian du stratifié

$[k]$: vecteur de courbure du stratifié

$[A]$: Matrice de rigidité du stratifié (N/m)

$[B]$: Matrice de couplage du stratifié (N)

$[D]$: Matrice de rigidité en flexion du stratifié (N-m)

Les matrices $[A]$, $[B]$ et $[D]$ sont calculées à l'aide des relations B.12 à B.14 :

$$A_{mn} = \sum_{j=1}^N (\bar{Q}_{mn})_j (h_j - h_{j-1}) \quad (B.12)$$

$$B_{mn} = \frac{1}{2} \sum_{j=1}^N (\bar{Q}_{mn})_j (h_j^2 - h_{j-1}^2) \quad (B.13)$$

$$D_{mn} = \frac{1}{3} \sum_{j=1}^N (\bar{Q}_{mn})_j (h_j^3 - h_{j-1}^3) \quad (B.14)$$

où :

N : nombre total de plis = 2 fois le nombre de couches de tresses

$(\bar{Q}_{mn})_j$: éléments de la matrice $[\bar{Q}]$ du j^{e} pli calculés par la relation (9)

h_{j-1} : distance entre le plan médian du stratifié et le dessus du pli j

h_j : distance entre le plan médian du stratifié et le dessous du pli j (positif sous le plan médian et négatif au-dessus)

Dans le cas des stratifiés symétriques, on a $[B]=[0]$, c'est-à-dire aucun couplage extension-flexion.

Les relations B.10 et B.11 peuvent être reformulées par:

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_{xx} \\ \varepsilon_{yy} \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} = [A_1] \begin{bmatrix} N_{xx} \\ N_{yy} \\ N_{xy} \end{bmatrix} + [B_1] \begin{bmatrix} M_{xx} \\ M_{yy} \\ M_{xy} \end{bmatrix} \quad (B.15)$$

$$\begin{bmatrix} k_{xx} \\ k_{yy} \\ k_{xy} \end{bmatrix} = [C_1] \begin{bmatrix} N_{xx} \\ N_{yy} \\ N_{xy} \end{bmatrix} + [D_1] \begin{bmatrix} M_{xx} \\ M_{yy} \\ M_{xy} \end{bmatrix} \quad (B.16)$$

où :

$$[A_1] = [A^{-1}] + [A^{-1}][B] \left[(D^*)^{-1} \right] [B] [A^{-1}]$$

$$[B_1] = - [A^{-1}][B] \left[(D^*)^{-1} \right]$$

$$[C_1] = [B_1]^T$$

$$[D^*] = [D] - [B] [A^{-1}] [B]$$

$$[D_1] = \left[(D^*)^{-1} \right]$$

La symétrie permet de poser $[B] = [0]$ donc :

$$[A_1] = [A^{-1}]$$

$$[B_1] = [C_1] = 0$$

$$[D_1] = \left[(D^*)^{-1} \right]$$

Les relations 15 et 16 devienne les suivantes pour un stratifié symétrique :

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_{xx} \\ \varepsilon_{yy} \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} = [A^{-1}] \begin{bmatrix} N_{xx} \\ N_{yy} \\ N_{xy} \end{bmatrix} \quad (B.17)$$

$$\begin{bmatrix} k_{xx} \\ k_{yy} \\ k_{xy} \end{bmatrix} = [D^{-1}] \begin{bmatrix} M_{xx} \\ M_{yy} \\ M_{xy} \end{bmatrix} \quad (B.18)$$

Si aucun moment est appliqué au stratifié, comme dans le cas du présent projet, le vecteur $[k]$ est nul.

DÉFORMATIONS ET CONTRAINTES DANS CHAQUE PLI DU STRATIFIÉ

Lorsque le vecteur $[k]$ est nul, les déformations et contraintes dans chaque pli du stratifié sont données par :

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_{xx} \\ \varepsilon_{yy} \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \varepsilon_{xx} \\ \varepsilon_{yy} \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} \quad (B.19)$$

$$\begin{bmatrix} \sigma_{xx} \\ \sigma_{yy} \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} = [\bar{Q}_{mn}] \begin{bmatrix} \varepsilon_{xx} \\ \varepsilon_{yy} \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} \quad (B.20)$$

B3. Critères de rupture du stratifié

La nomenclature suivante est utilisée dans les prochaines sections :

S_{Lt} : La contrainte à la rupture en traction longitudinale (direction 1)

ϵ_{Lt} : La déformation à la rupture en traction longitudinale (direction 1)

S_{Tt} : La contrainte à la rupture en traction transversale (direction 2)

ϵ_{Tt} : La déformation à la rupture en traction transversale (direction 2)

S_{LTs} : La contrainte à la rupture en cisaillement

γ_{LTs} : La déformation à la rupture en cisaillement

B3.1 Théorie de la contrainte maximale

Cette théorie stipule qu'il y a rupture lorsqu'une contrainte dans les directions principales est égale ou supérieure à la contrainte à la rupture correspondante :

$$\begin{aligned} - S_{Lc} &\leq \sigma_{11} \leq S_{Lt} \\ - S_{Tc} &\leq \sigma_{22} \leq S_{Tt} \\ - S_{LTs} &\leq \tau_{12} \leq S_{LTs} \end{aligned} \quad (B.21)$$

B3.2 Théorie de la déformation maximale

Suivant un raisonnement semblable à la contrainte maximale, la théorie de la déformation maximale suppose qu'il y a rupture lorsqu'une déformation dans les directions principales est égale ou supérieure à la déformation à la rupture correspondante :

$$\begin{aligned}
& - \varepsilon_{Lc} \leq \varepsilon_{11} \leq \varepsilon_{Lt} \\
& - \varepsilon_{Tc} \leq \varepsilon_{22} \leq \varepsilon_{Tt} \\
& - \gamma_{LTs} \leq \gamma_{12} \leq \gamma_{LTs}
\end{aligned} \tag{B.22}$$

B3.3 Critère de rupture de Azzi-Tsai-Hill

Le critère de rupture de Azzi-Tsai-Hill permet d'affirmer que la rupture d'un pli se produit lorsque la relation suivante est respectée :

$$\left(\frac{\sigma_{11}}{S_{Lt}} \right)^2 + \frac{\sigma_{11}\sigma_{22}}{S_{Lt}S_{Tt}} + \left(\frac{\sigma_{22}}{S_{Tt}} \right)^2 + \left(\frac{\tau_{12}}{S_{LTs}} \right)^2 = 1 \tag{B.23}$$

où σ_{11} et σ_{22} sont en tension (contraintes positives). Si une de ces contraintes est en compression, on change son signe dans le critère et on y substitue la contrainte à la rupture correspondante.

ANNEXE C

CALCUL ET SCHÉMA DES GABARITS DE DÉCOUPAGE DES TRESSSES

Pour déterminer la largeur des gabarits, il faut établir une relation reliant l'angle de tressage avec le diamètre de la tresse tubulaire. À partir de la figure C1, il est facile d'en déduire cette relation.

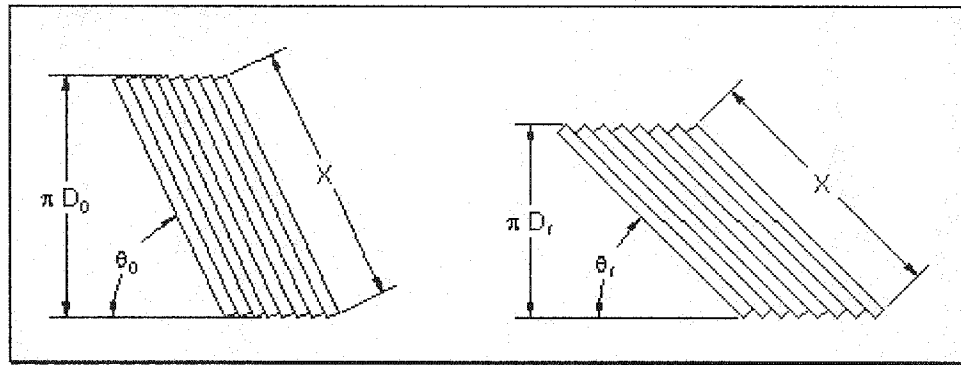


Figure C1 - Variation du diamètre en fonction de l'angle de tressage

Tout d'abord, on introduit les paramètres suivants :

D_0 : diamètre initial de l'échantillon

D_f : diamètre final de l'échantillon

θ_0 : angle de tressage initial

θ_f : angle de tressage final

X : longueur des fibres suivant une direction

$$\frac{\pi D_f}{X} = \sin \theta_f \quad (C.1)$$

$$\frac{\pi D_0}{X} = \sin \theta_0 \quad (C.2)$$

$$\boxed{\frac{D_f}{D_0} = \frac{\sin \theta_f}{\sin \theta_0}} \quad (C.3)$$

Connaissant le diamètre nominal et son angle correspondant on calcule alors le nouveau diamètre D_f à l'angle visé θ_f .

Pour un gabarit d'épaisseur e , on calcule sa largeur L par :

$$\pi D_f = 2L + 2e \quad (C.4)$$

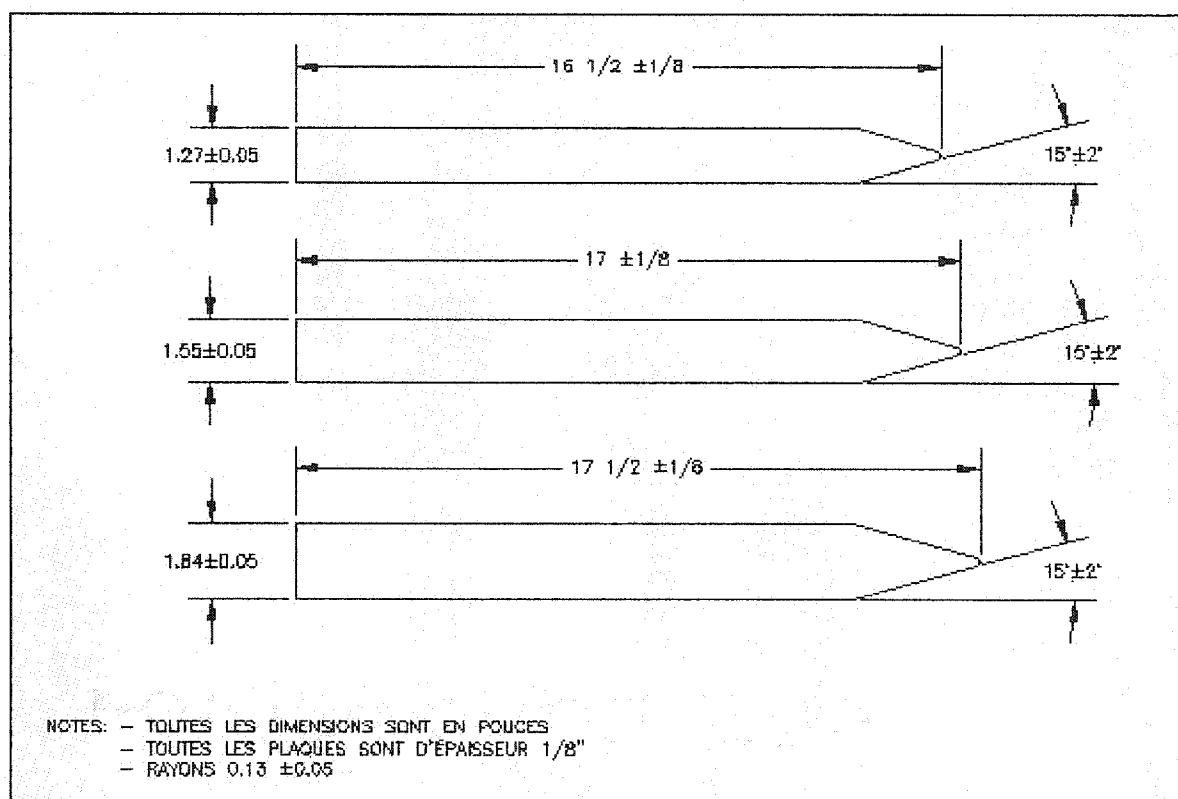


Figure C2 - Schéma dimensionné des gabarits de découpage des tresses

ANNEXE D

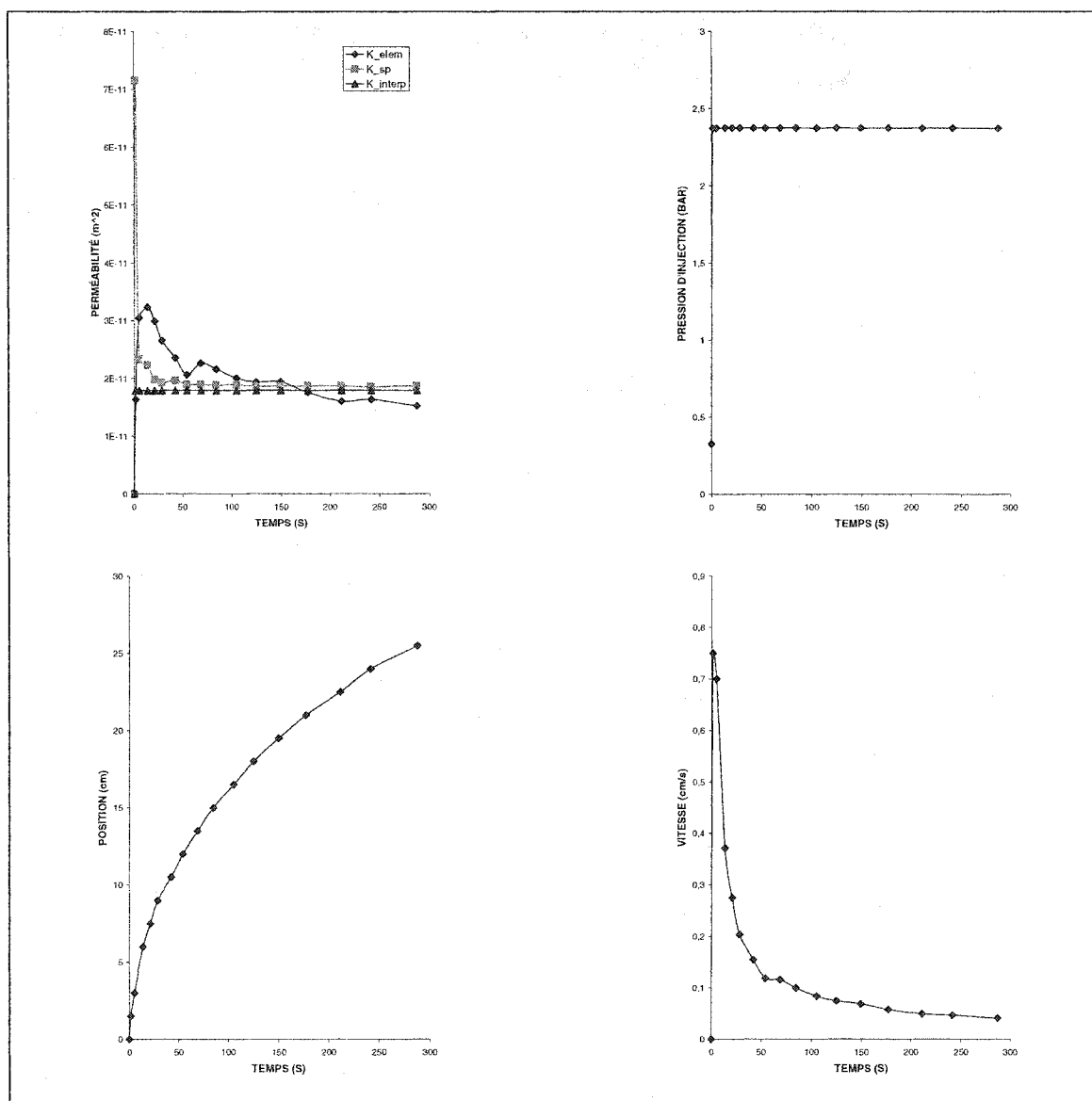
**CALES D'AJUSTEMENT DU MOULE POUR CHAQUE CONDITION D'ESSAI
DE MESURE DE LA PERMÉABILITÉ DES TRESSÉS**

Tableau D1 - Cales et moule utilisés pour chaque condition d'essai

ANGLE DE TRESSAGE	% VOL. FIBRES	PROF. INITIALE	NOMBRE DE CALES				PROF. FINALE
			0.038 mm	0.051 mm	0.076 mm	0.305 mm	
±35°	67	2.09 mm	-	-	-	2	1.48
	75	2.09 mm	1	-	2	3	0.985
	85	2.09 mm	2	1	2	3	0.896
±45°	55	2.09 mm	2	-	2	2	1.252
	67	2.09 mm	-	-	2	3	1.023
	75	2.09 mm	1	1	2	3	0.934
±50°	55	2.09 mm	1	1	2	2	1.239
	67	2.09 mm	1	1	1	3	1.01
	75	2.09 mm	2	1	2	3	0.896

ANNEXE E

GRAPHES ISSUS DES MESURES DE LA PERMÉABILITÉ DES RENFORTS TRESSÉS

E1. Graphes pour les tresses à $\pm 35^\circ$ et 67% de fibresFigure E1 - Graphes de l'essai 1 à $\pm 35^\circ$ et 67% de fibres

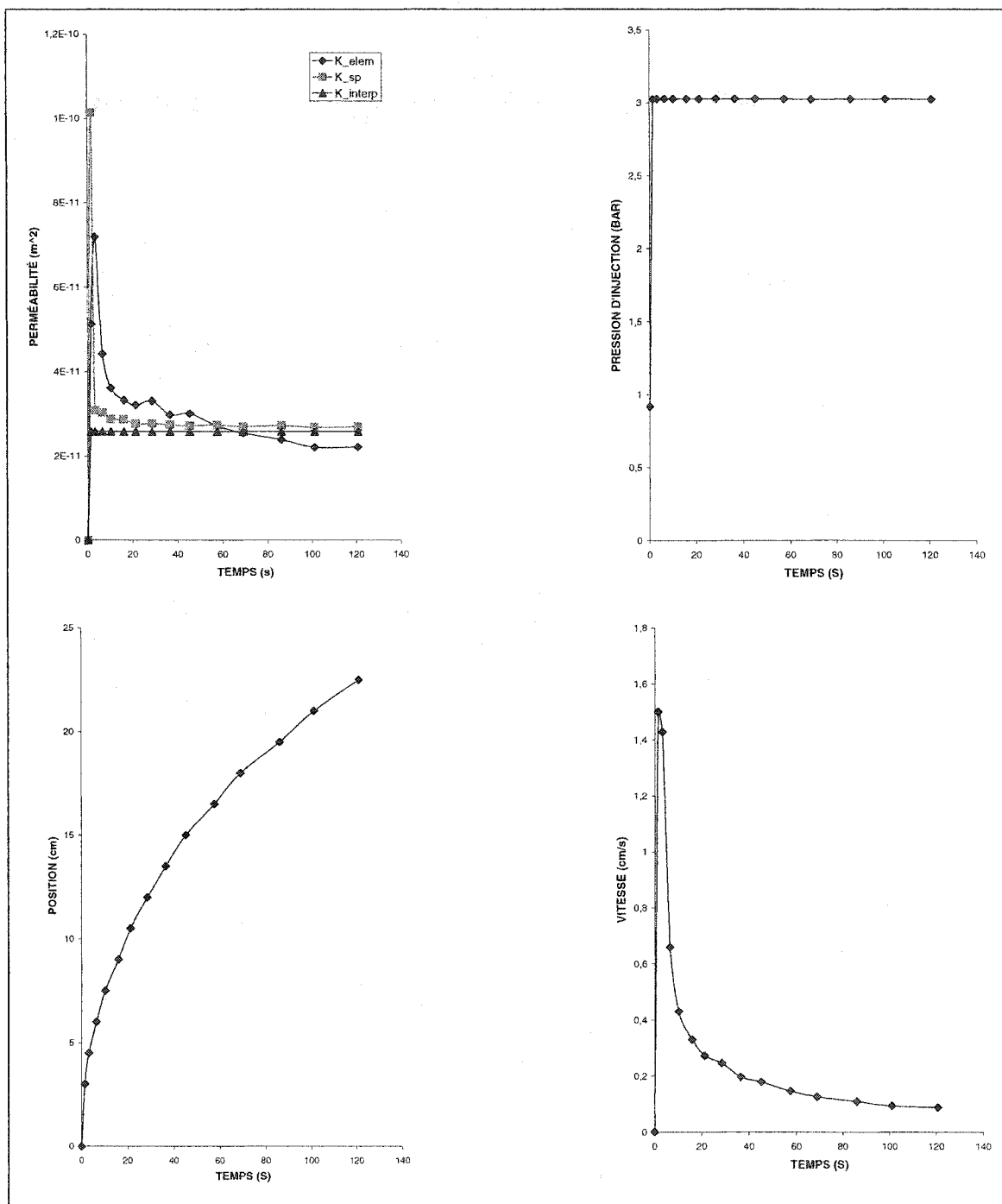


Figure E2 - Graphes de l'essai 2 à $\pm 35^\circ$ et 67% de fibres (rejeté)

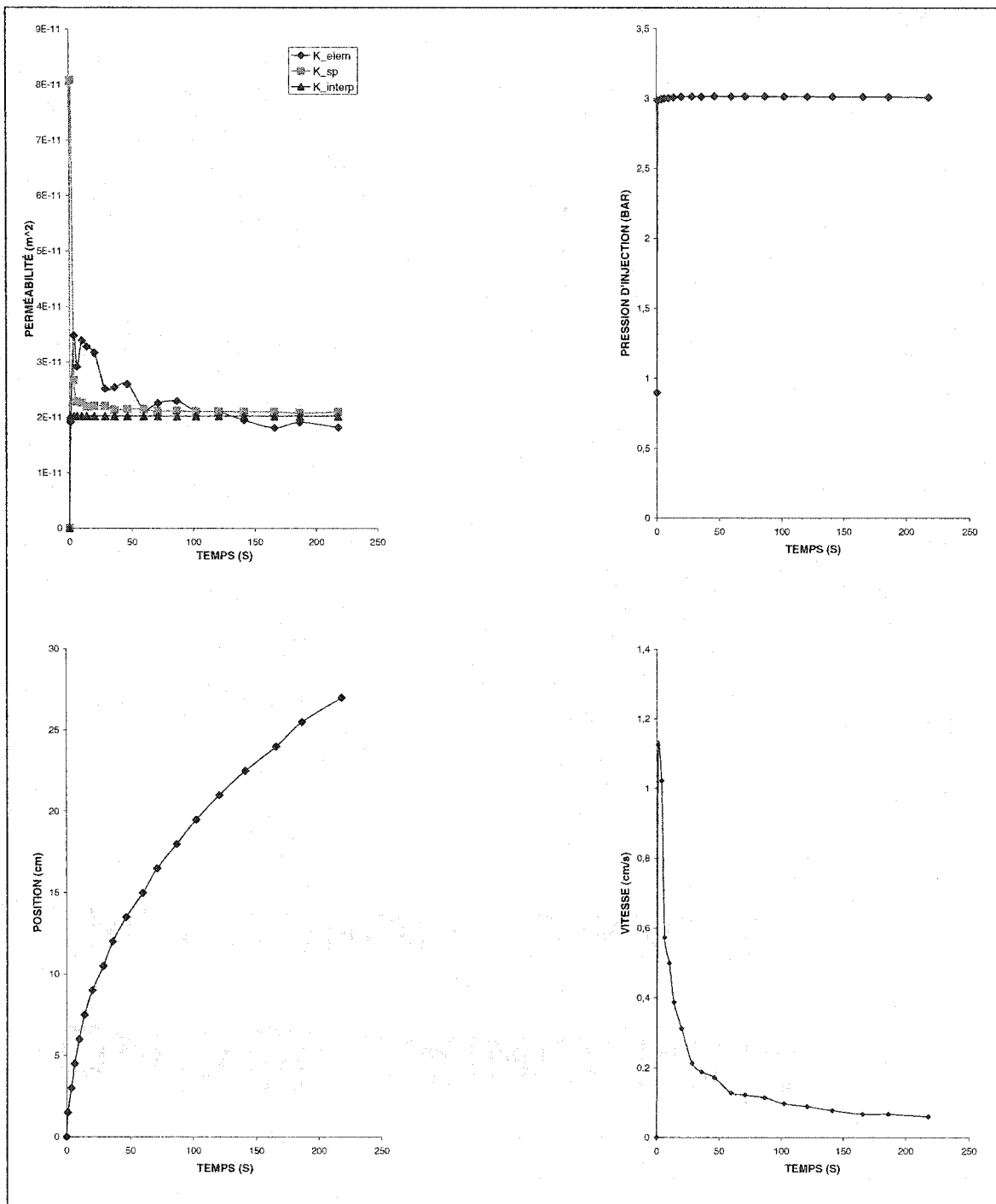


Figure E3 - Graphes de l'essai 3 à $\pm 35^\circ$ et 67% de fibres

E2. Graphes pour les tresses à $\pm 35^\circ$ et 75% de fibres

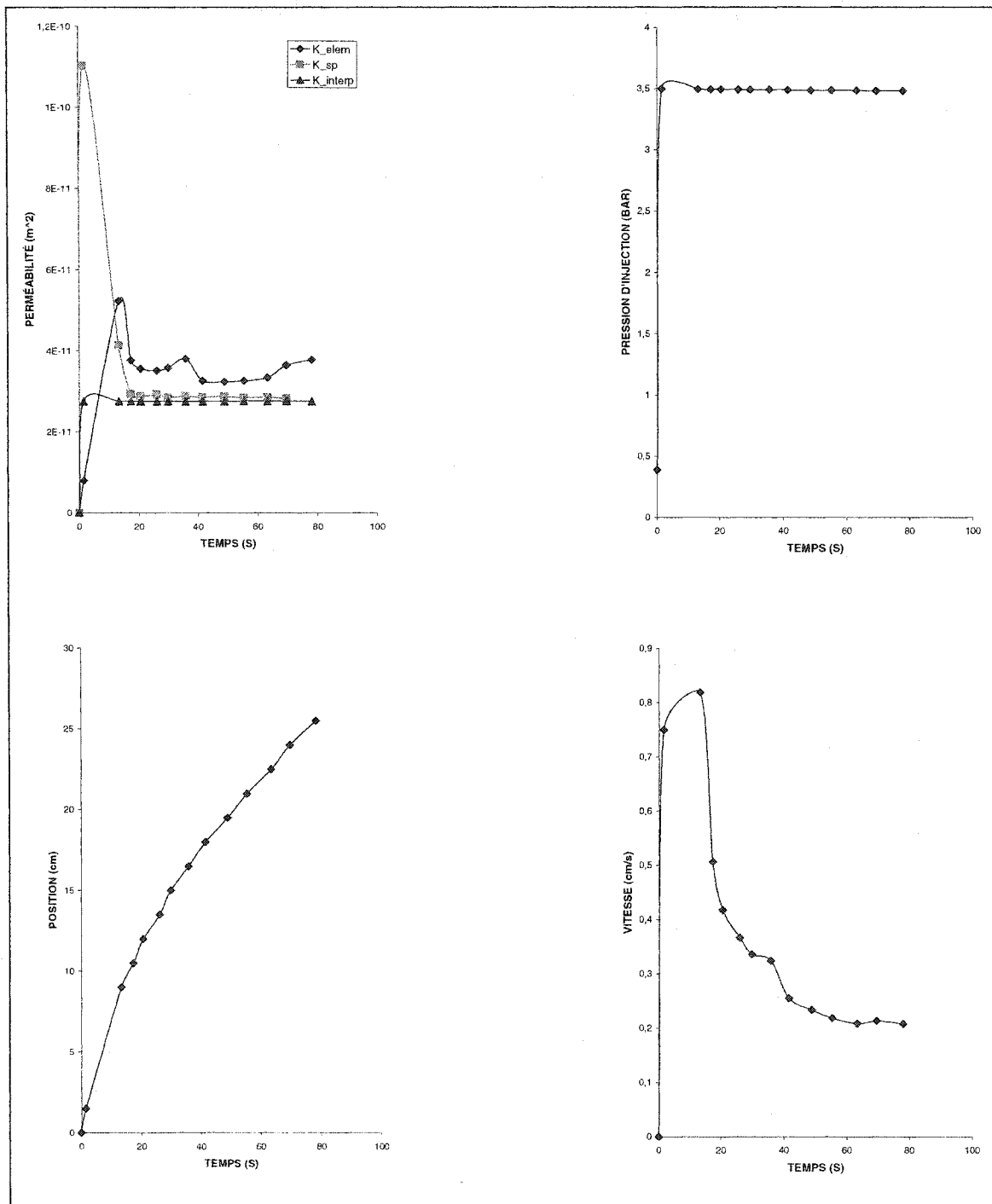
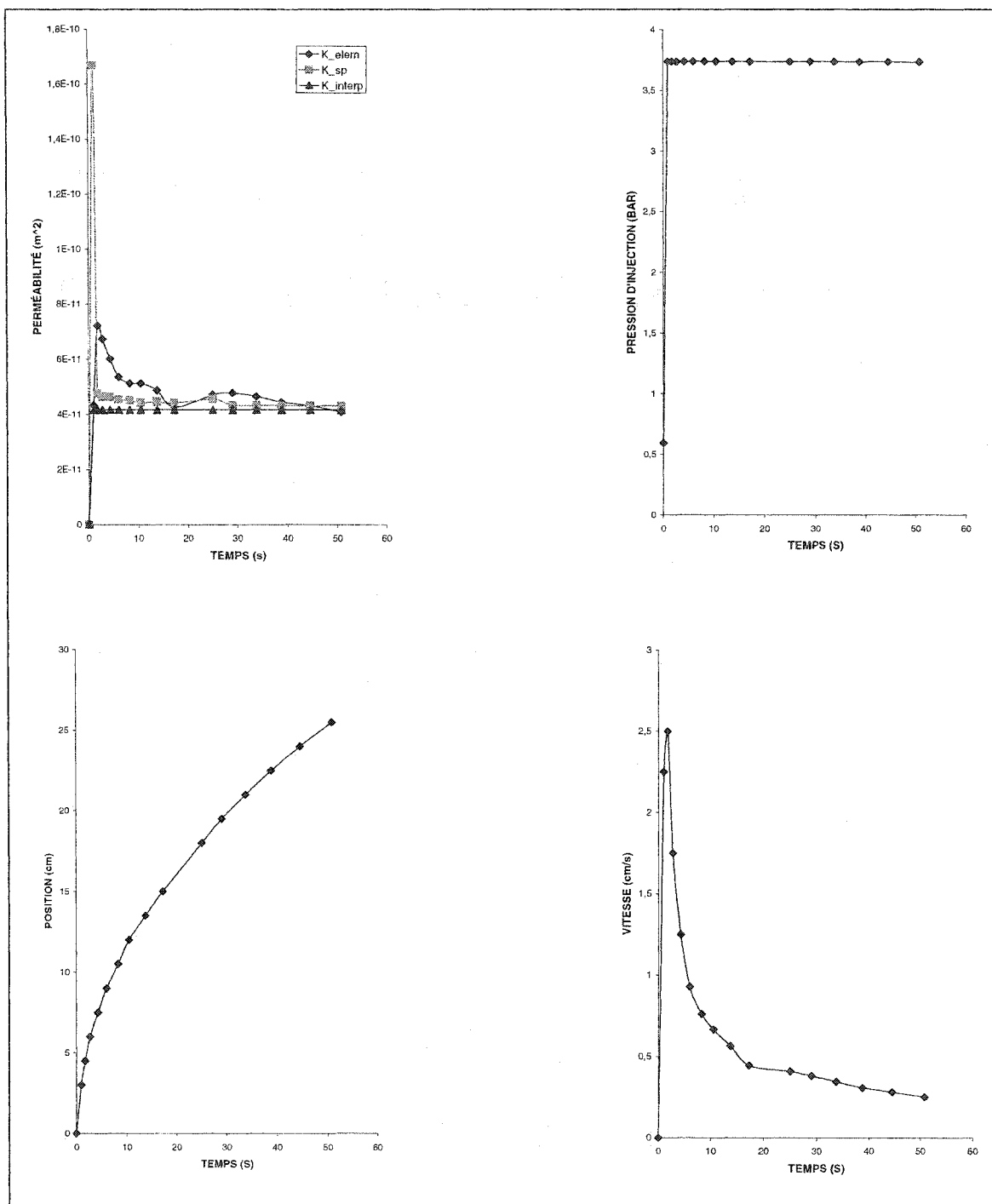
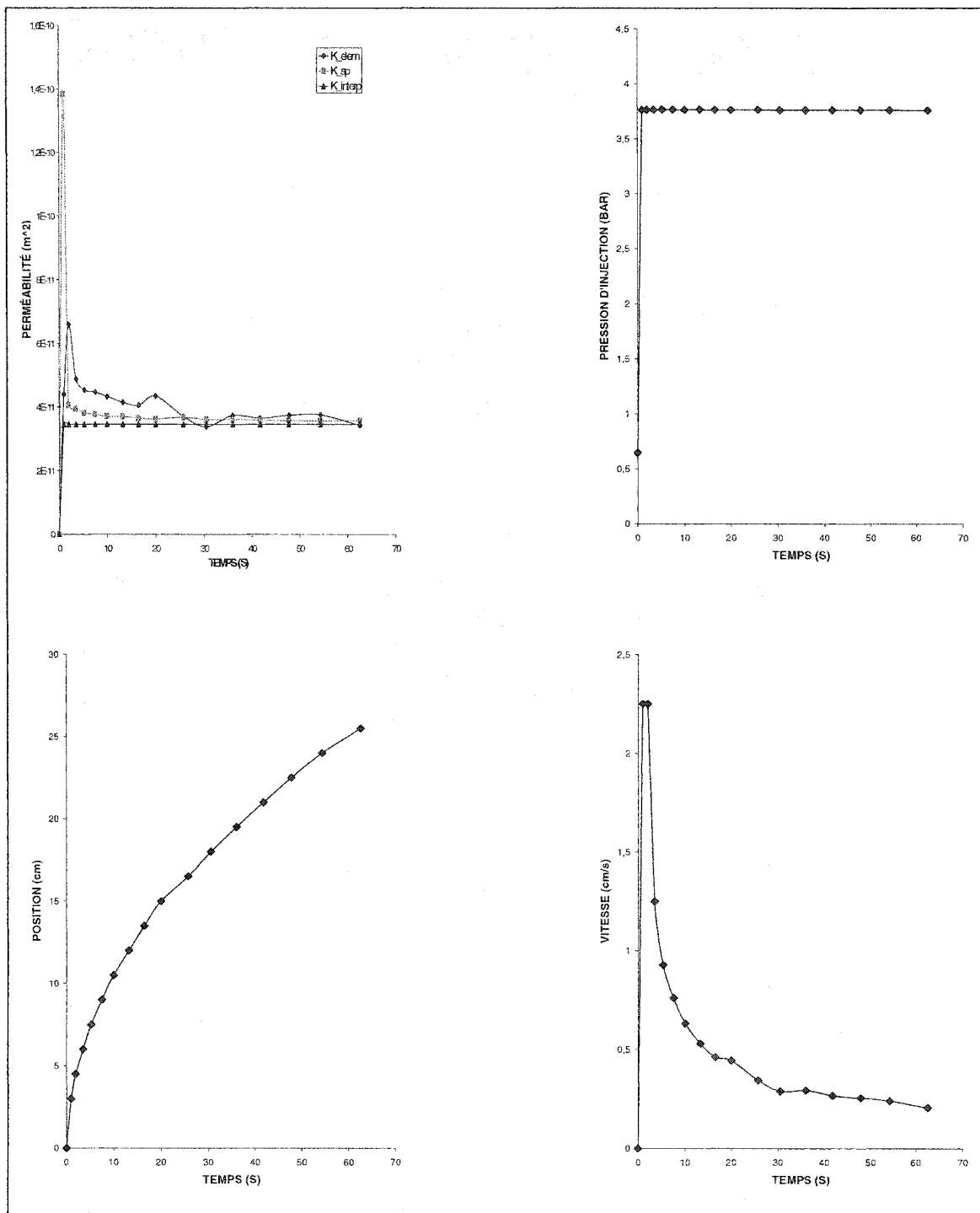


Figure E4 - Graphes de l'essai 1 à $\pm 35^\circ$ et 75% de fibres (rejeté)

Figure E5 - Graphes de l'essai 2 à $\pm 35^\circ$ et 75% de fibres

Figure E6 - Graphes de l'essai 3 à $\pm 35^\circ$ et 75% de fibres

E3. Graphes pour les tresses à $\pm 35^\circ$ et 85% de fibres

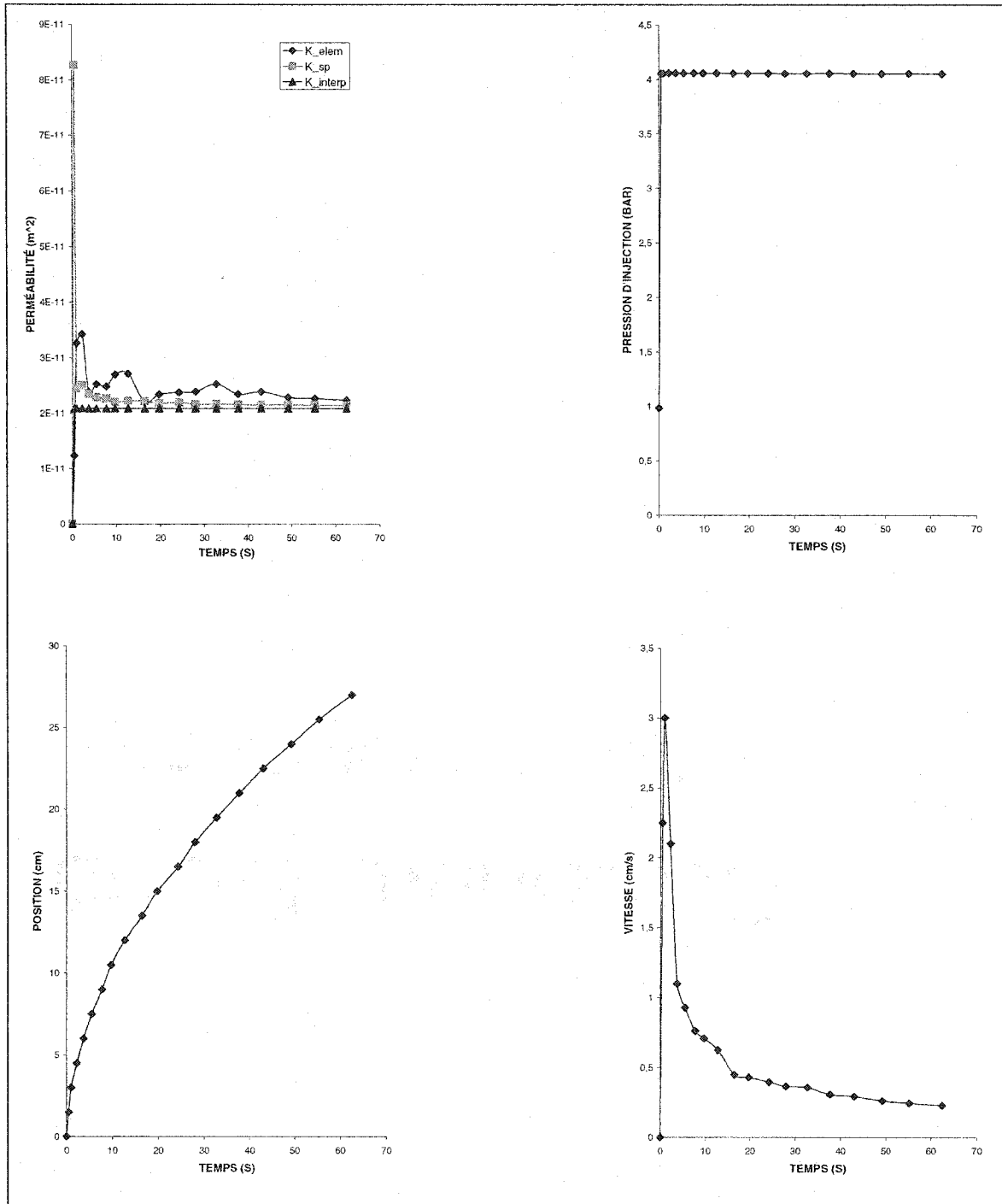


Figure E7 - Graphes de l'essai 1 à $\pm 35^\circ$ et 85% de fibres (rejeté)

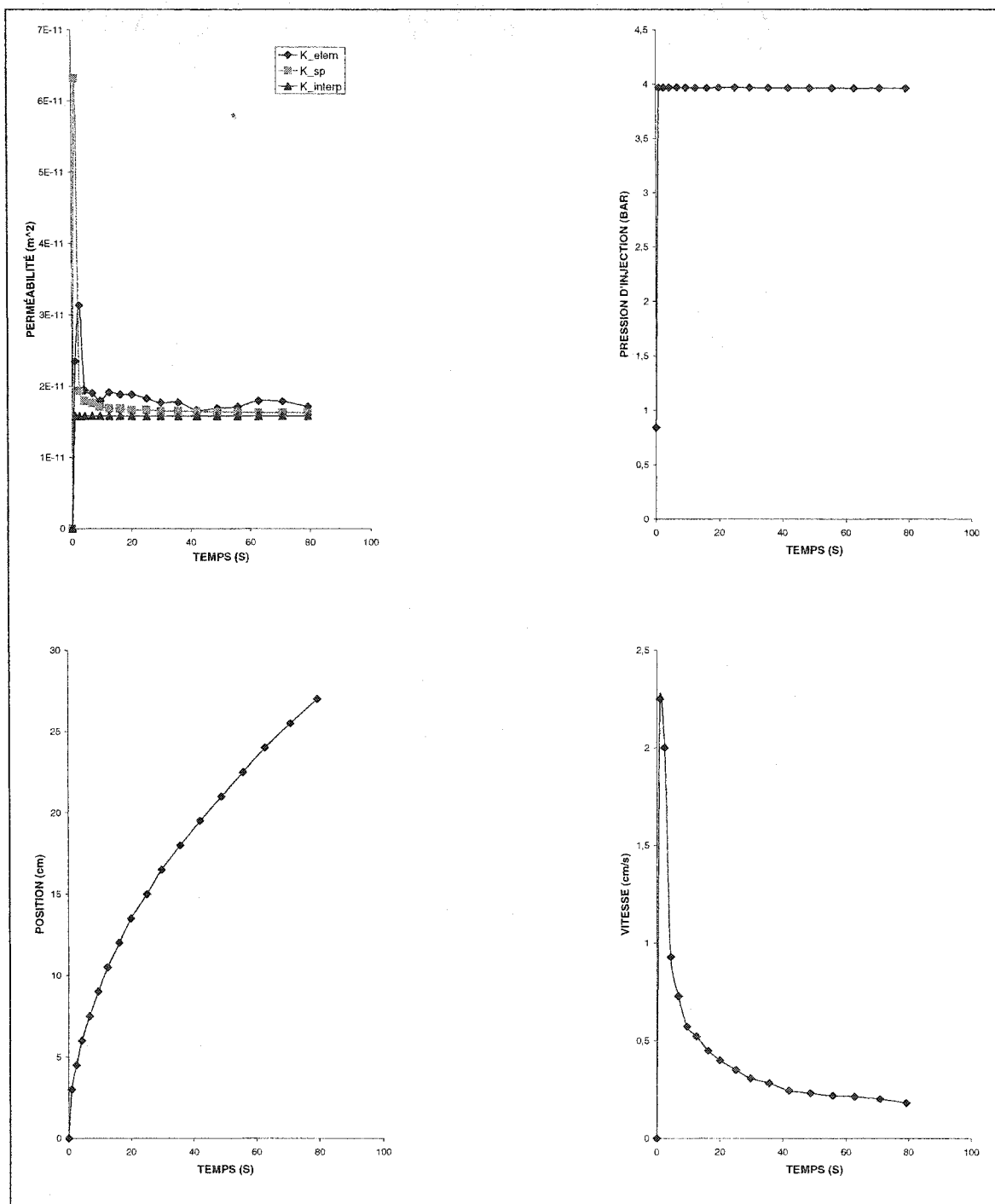


Figure E8 - Graphes de l'essai 2 à $\pm 35^\circ$ et 85% de fibres

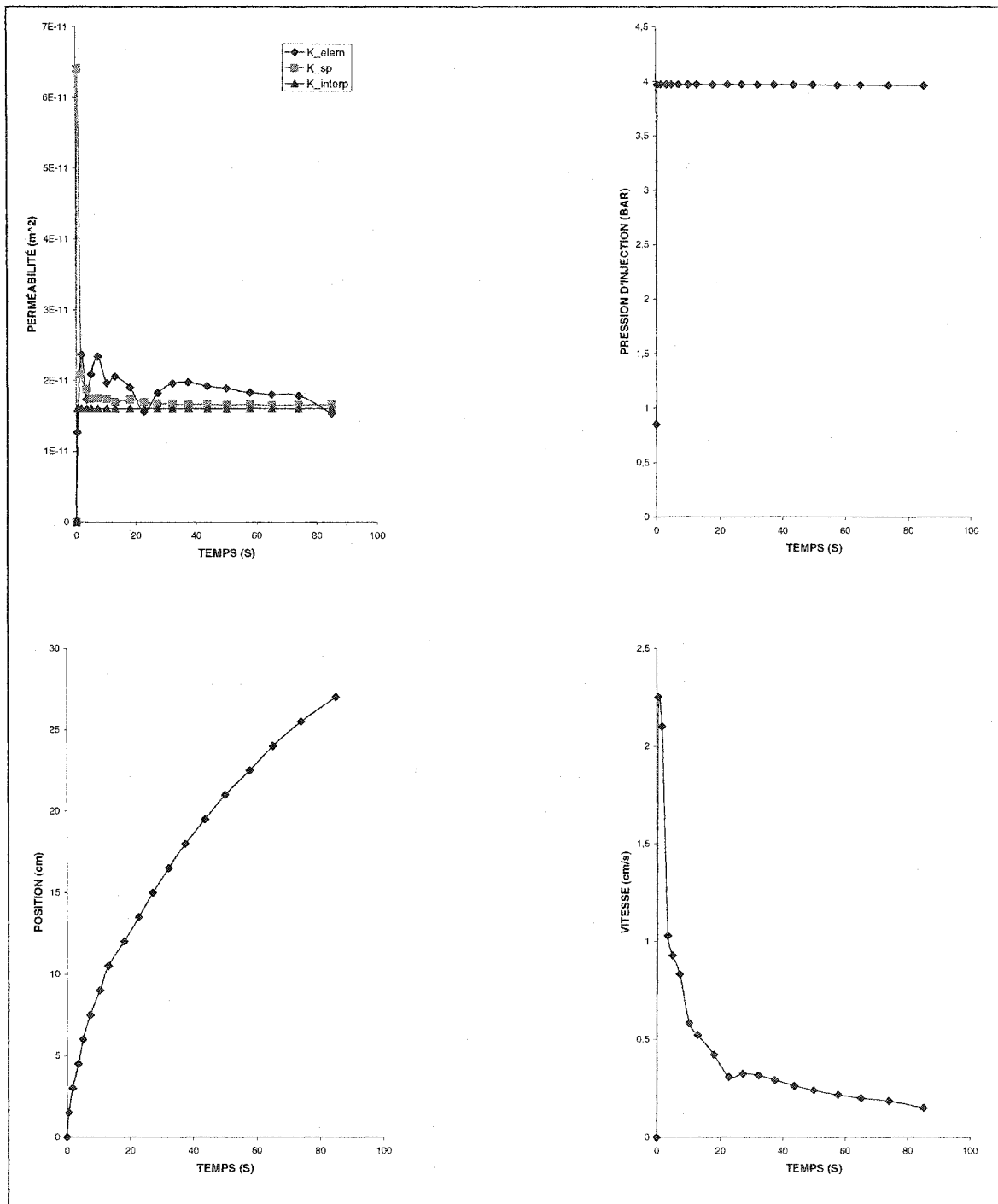
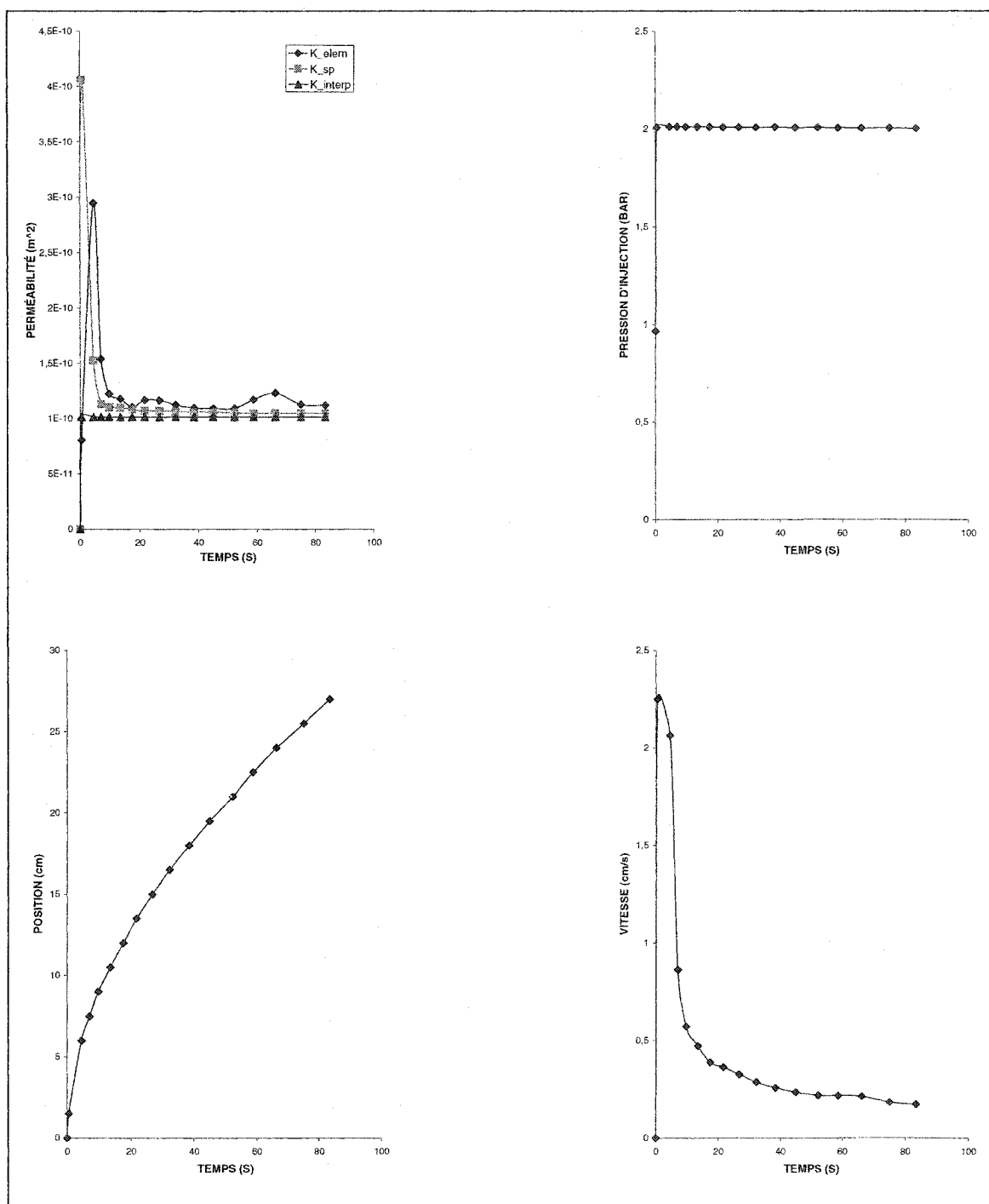


Figure E9 - Graphes de l'essai 3 à $\pm 35^\circ$ et 85% de fibres

E4. Graphes pour les tresses à $\pm 45^\circ$ et 55% de fibres**Figure E10 - Graphes de l'essai 1 à $\pm 45^\circ$ et 55% de fibres**

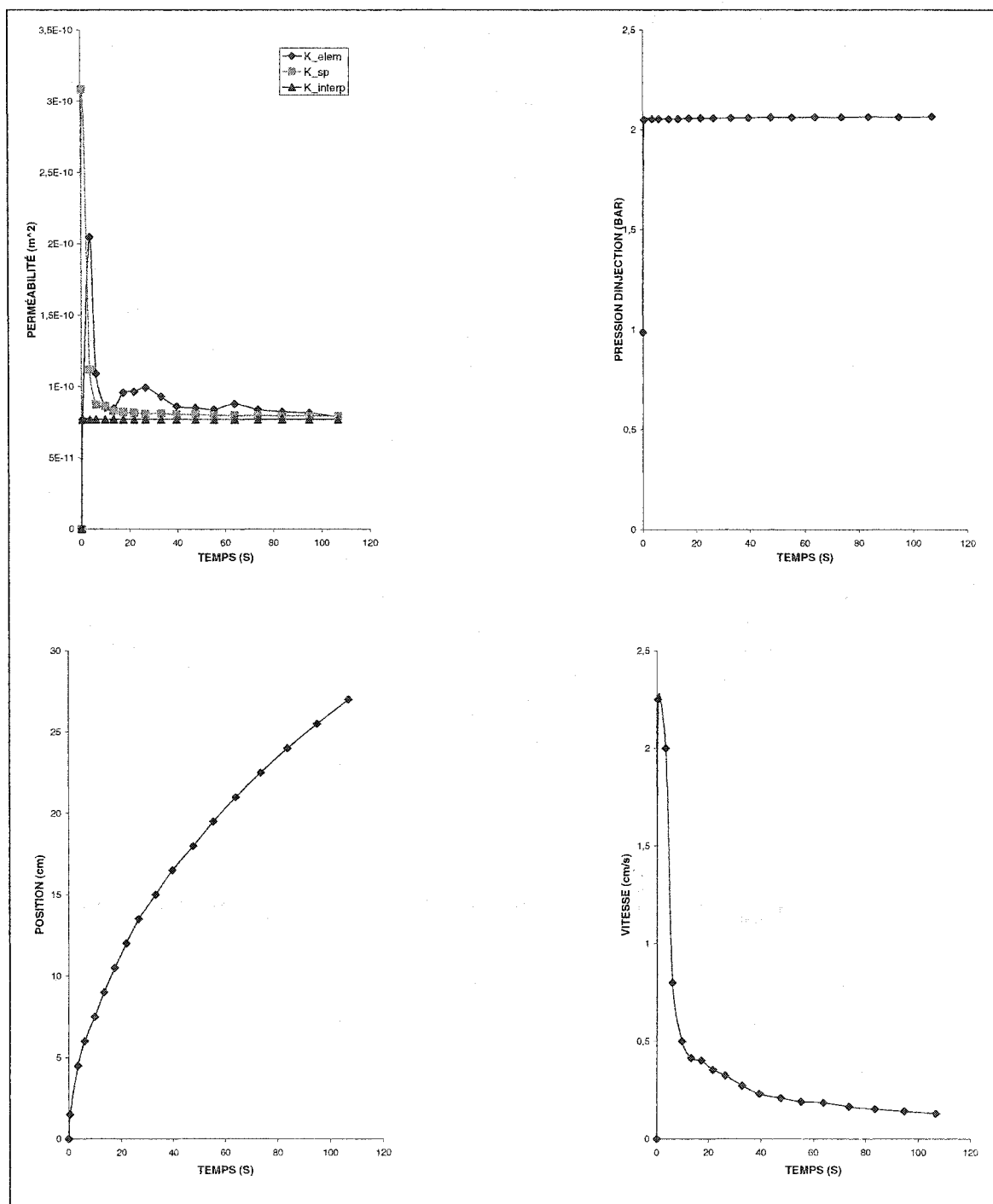


Figure E11 - Graphes de l'essai 2 à $\pm 45^\circ$ et 55% de fibres (rejeté)

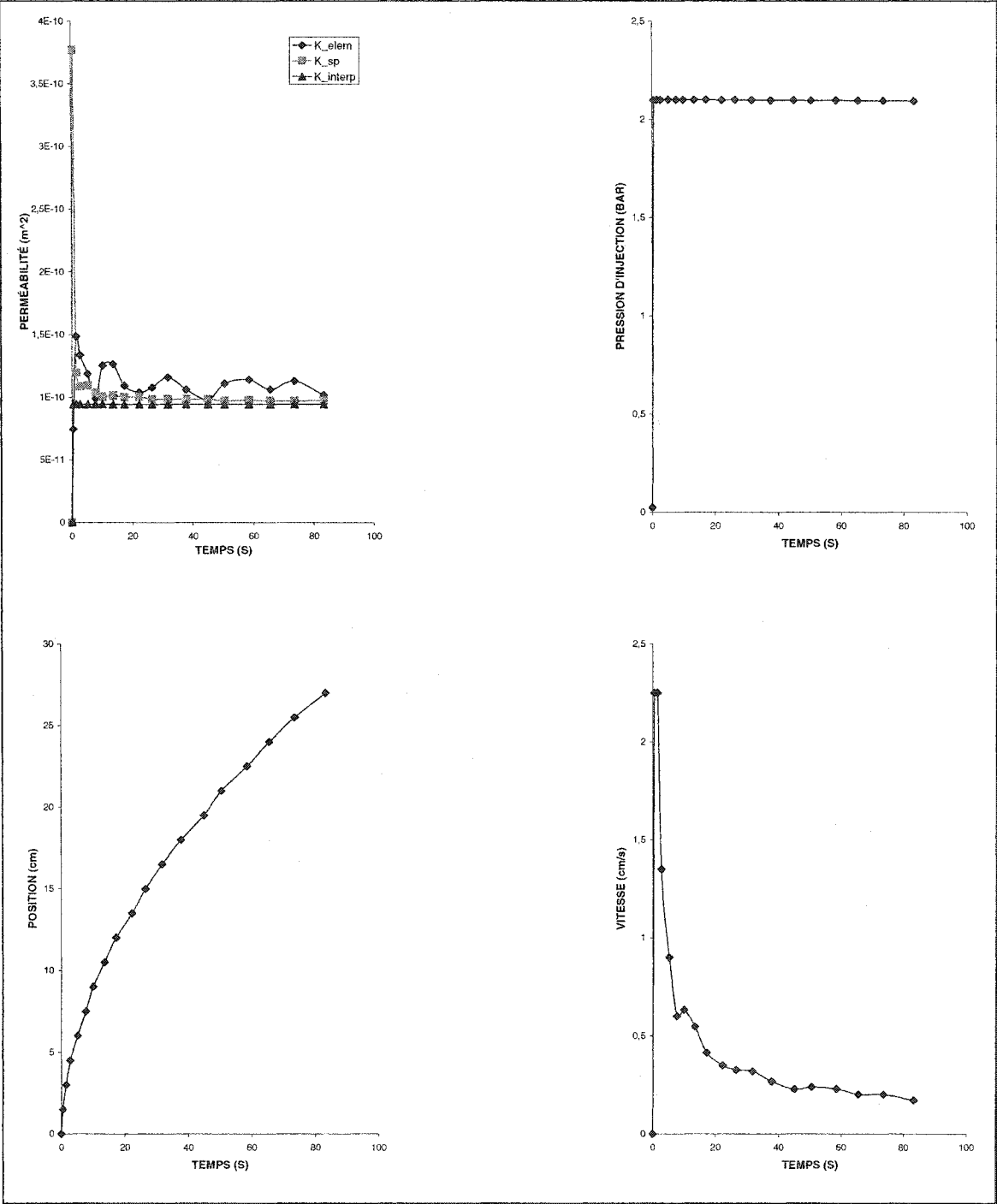


Figure E12 - Graphes de l'essai 3 à $\pm 45^\circ$ et 55% de fibres

E5. Graphes pour les tresses à $\pm 45^\circ$ et 67% de fibres

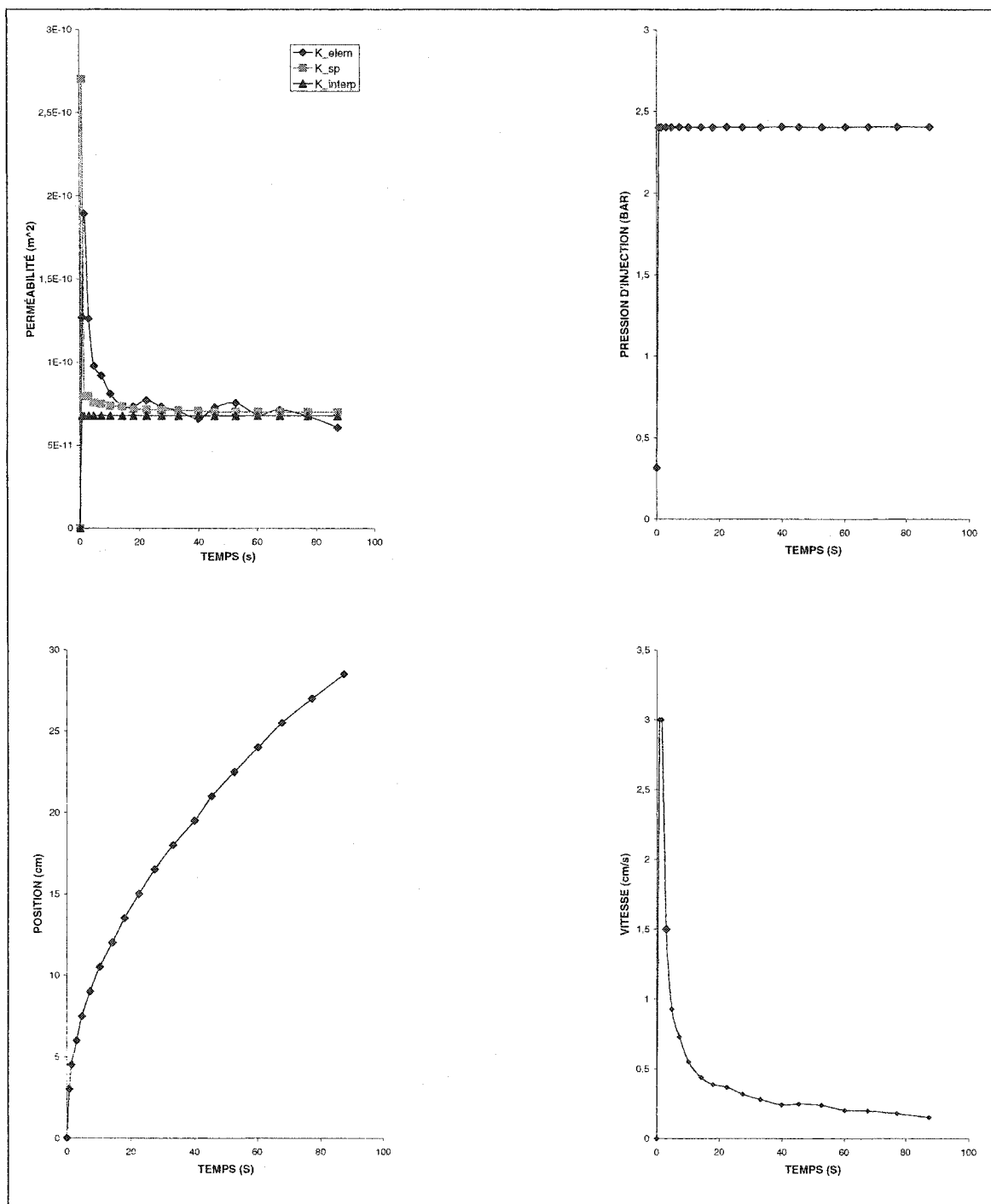


Figure E13 - Graphes de l'essai 1 à $\pm 45^\circ$ et 67% de fibres

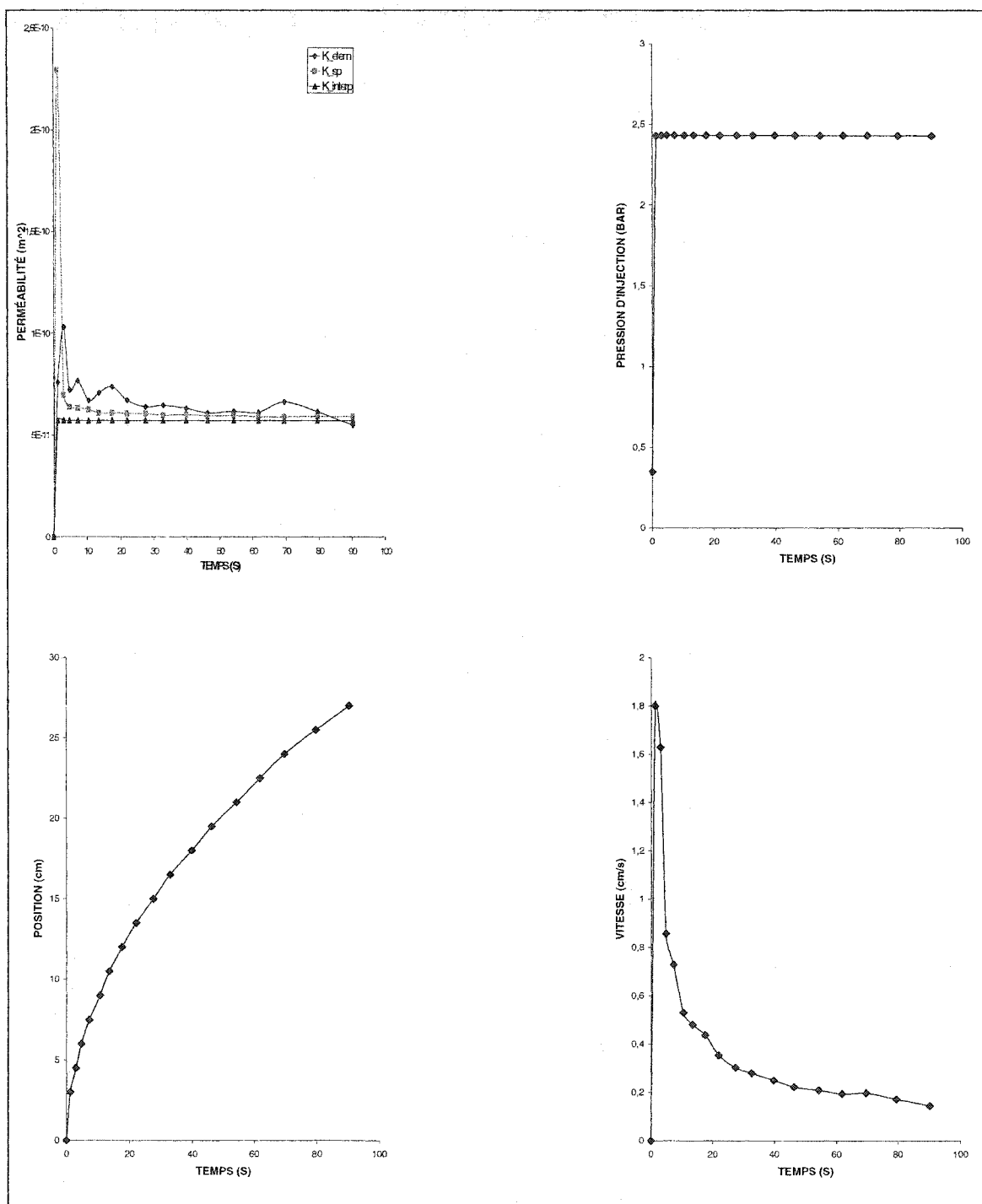
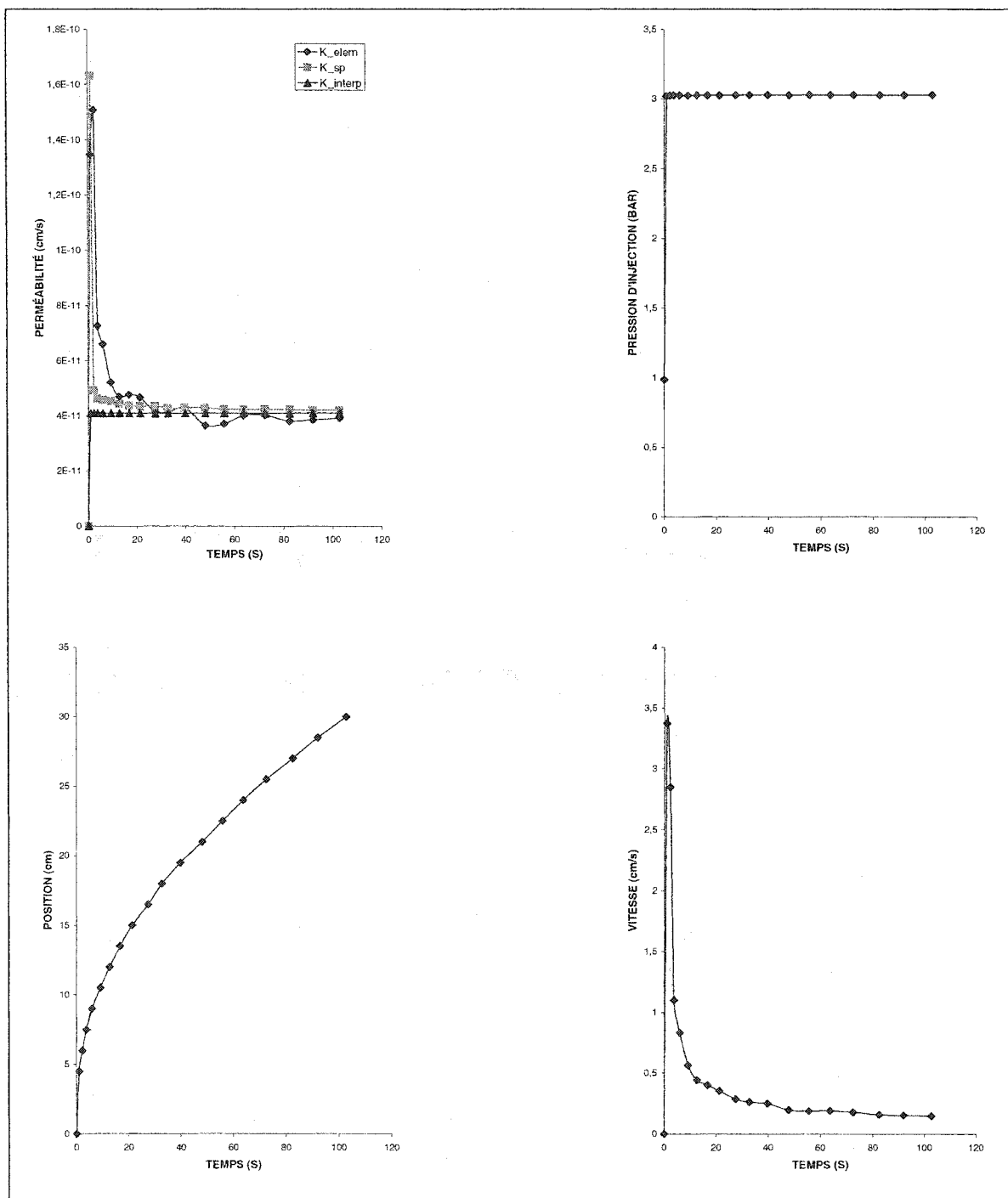


Figure E14 - Graphes de l'essai 2 à $\pm 45^\circ$ et 67% de fibres

E6. Graphes pour les tresses à $\pm 45^\circ$ et 75% de fibres**Figure E15 - Graphes de l'essai 1 à $\pm 45^\circ$ et 75% de fibres**

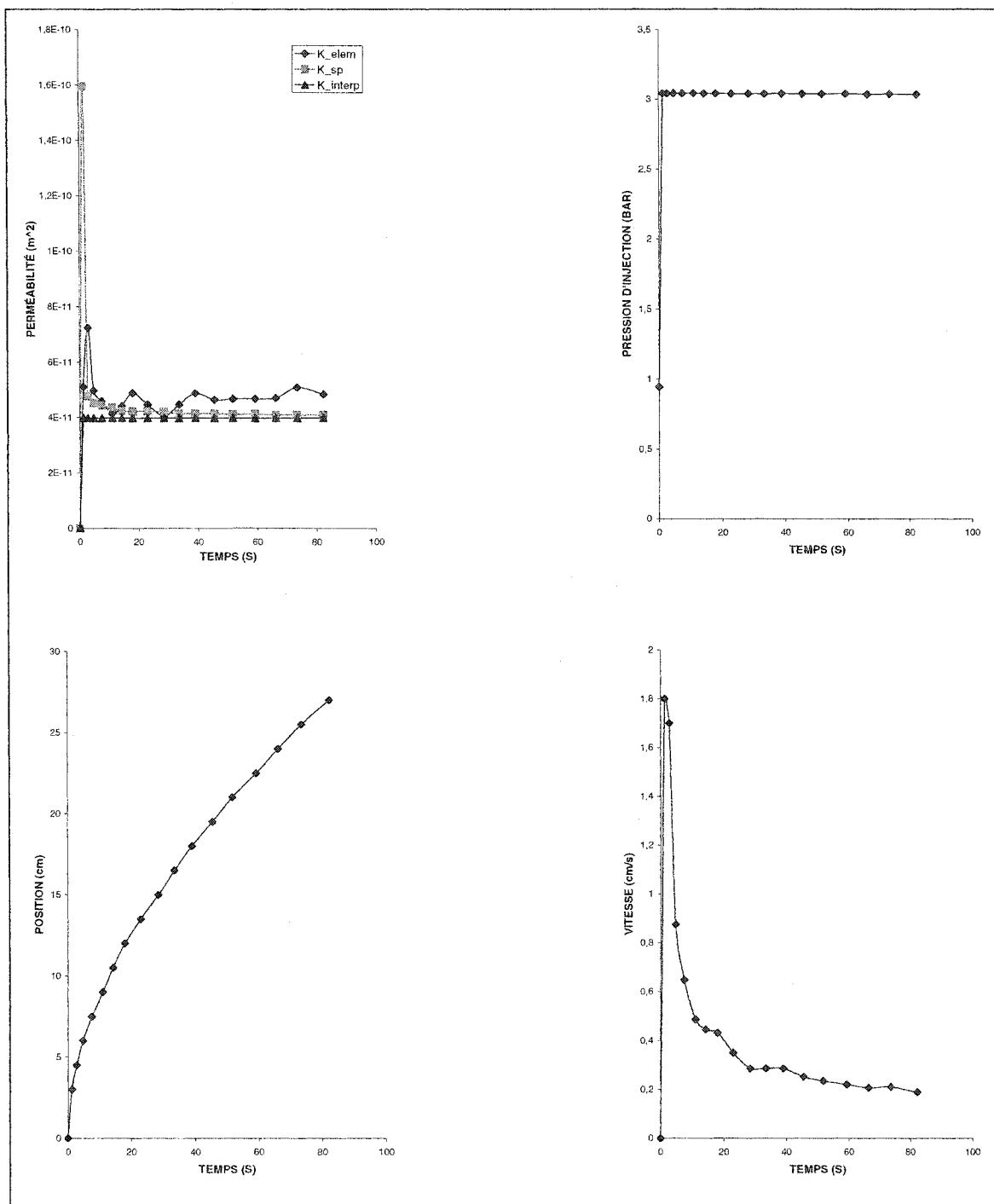


Figure E16 - Graphes de l'essai 2 à $\pm 45^\circ$ et 75% de fibres

E7. Graphes pour les tresses à $\pm 50^\circ$ et 55% de fibres

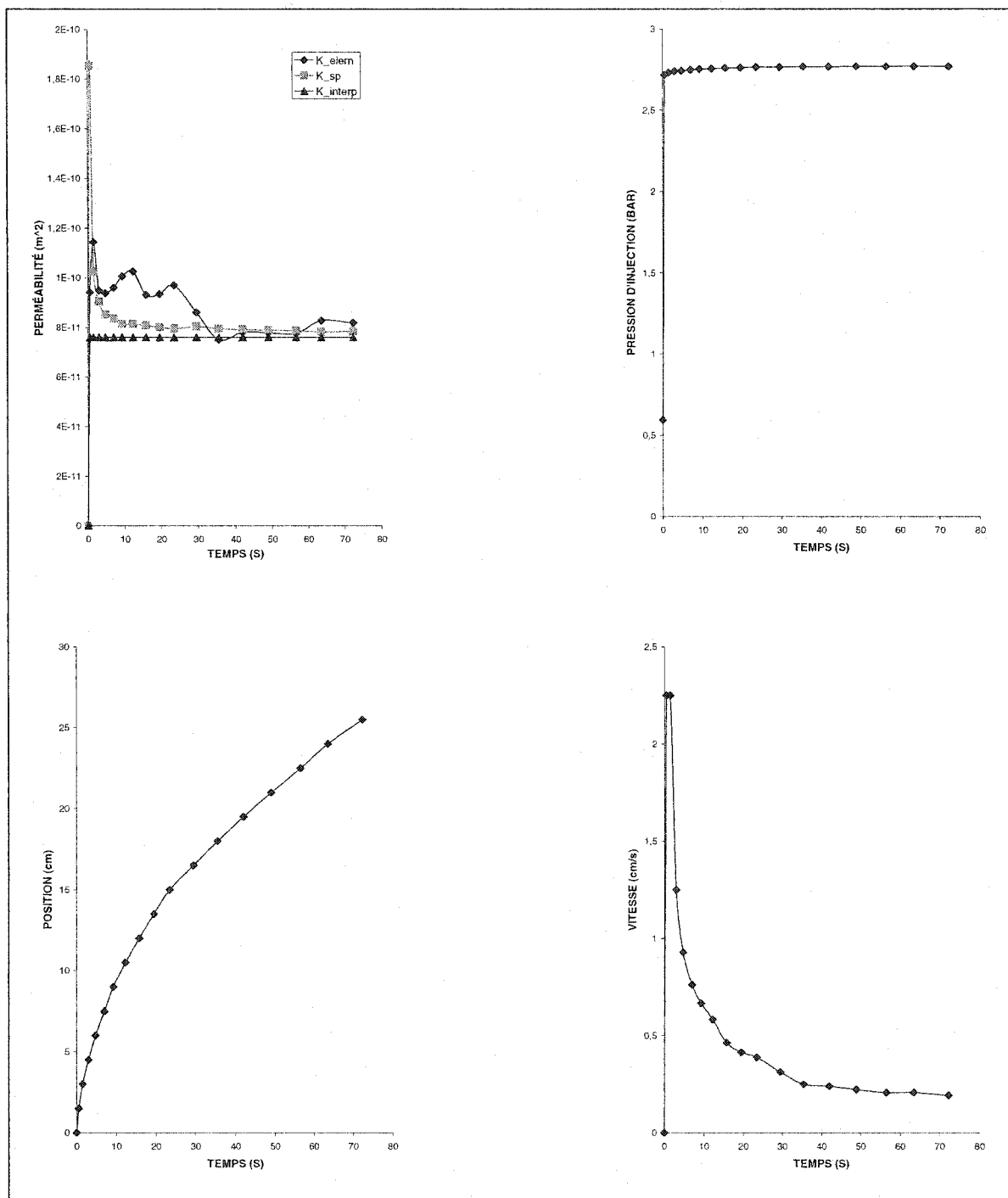
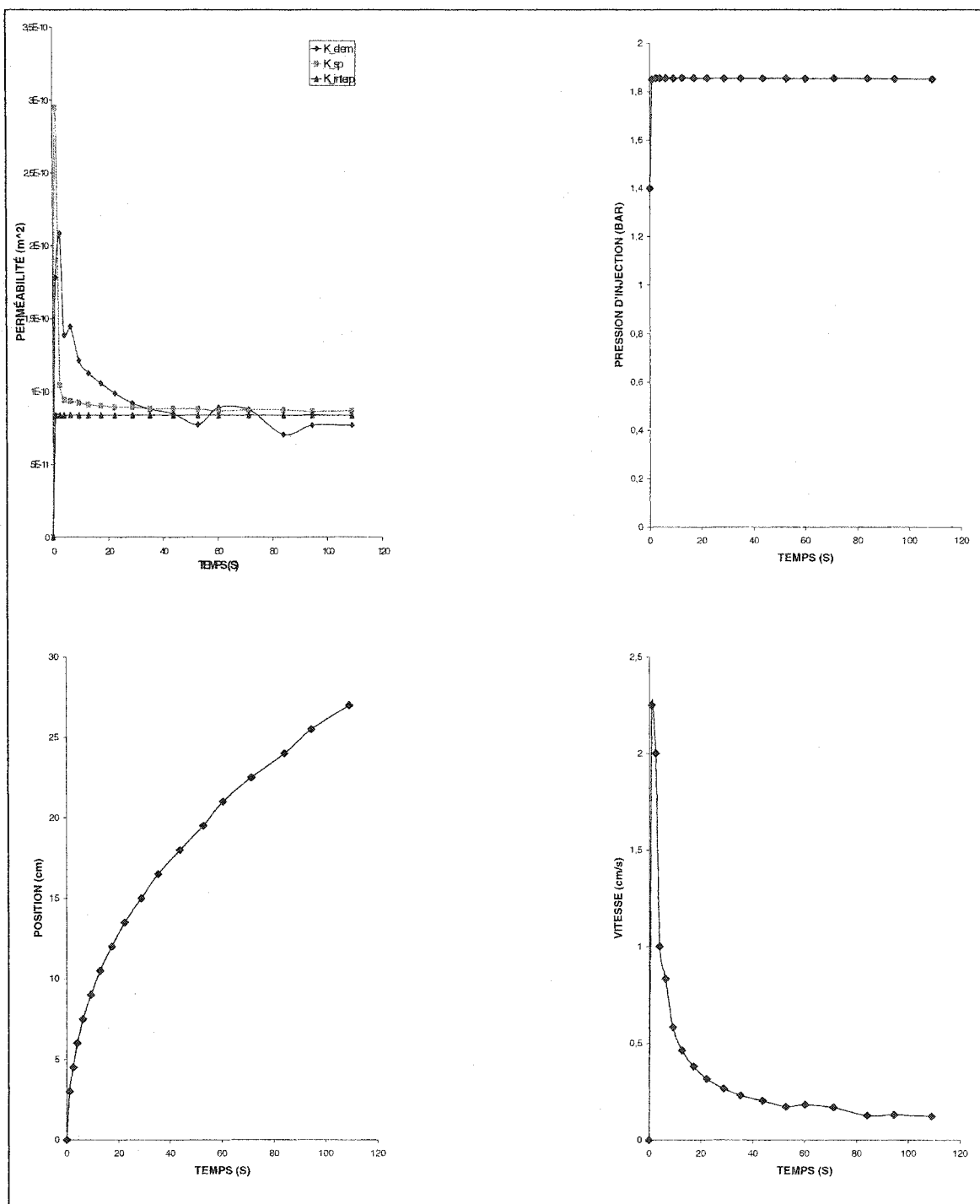


Figure E17 - Graphes de l'essai 1 à $\pm 50^\circ$ et 55% de fibres

Figure E18 - Graphes de l'essai 2 à $\pm 50^\circ$ et 55% de fibres

E8. Graphes pour les tresses à $\pm 50^\circ$ et 67% de fibres

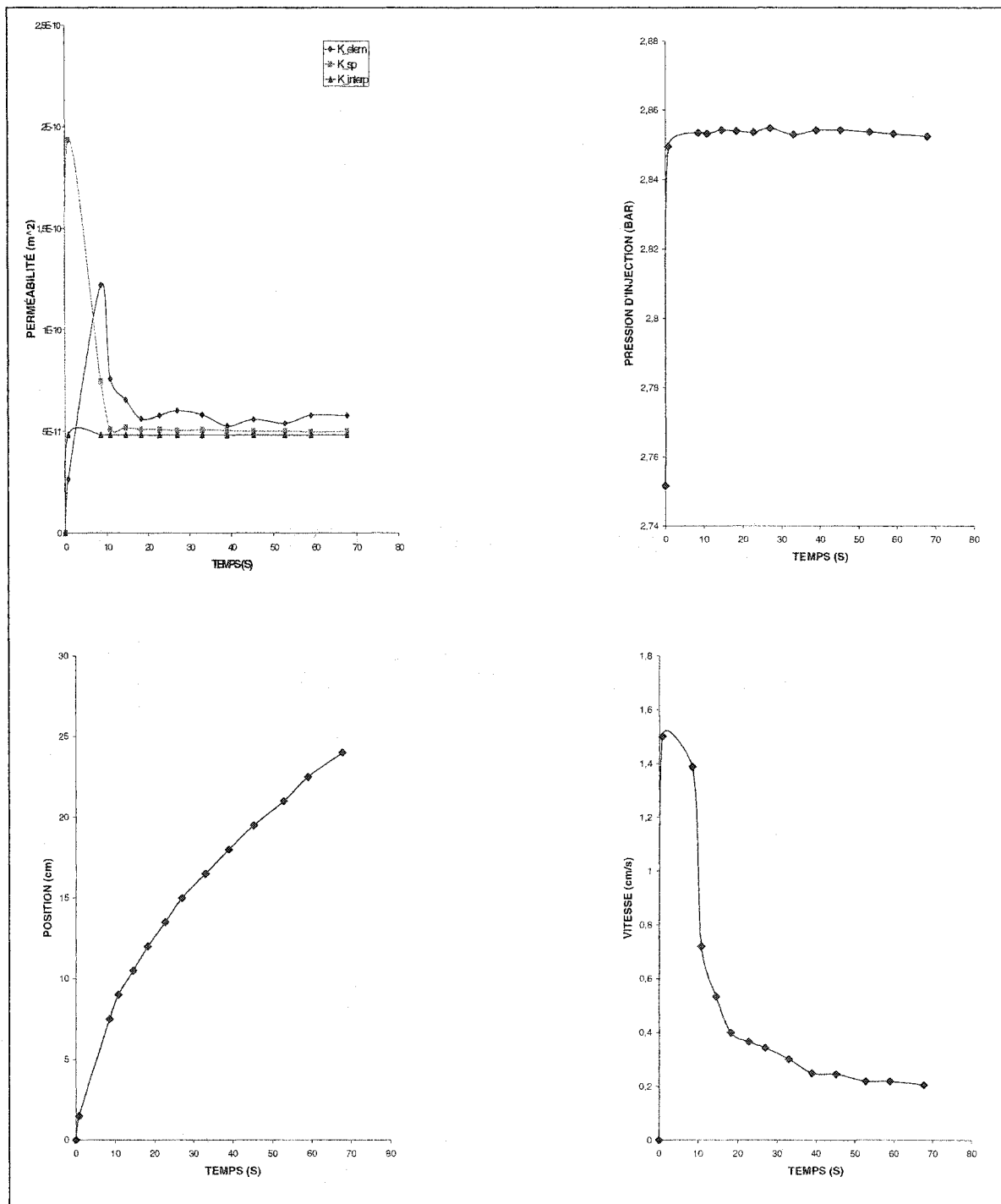
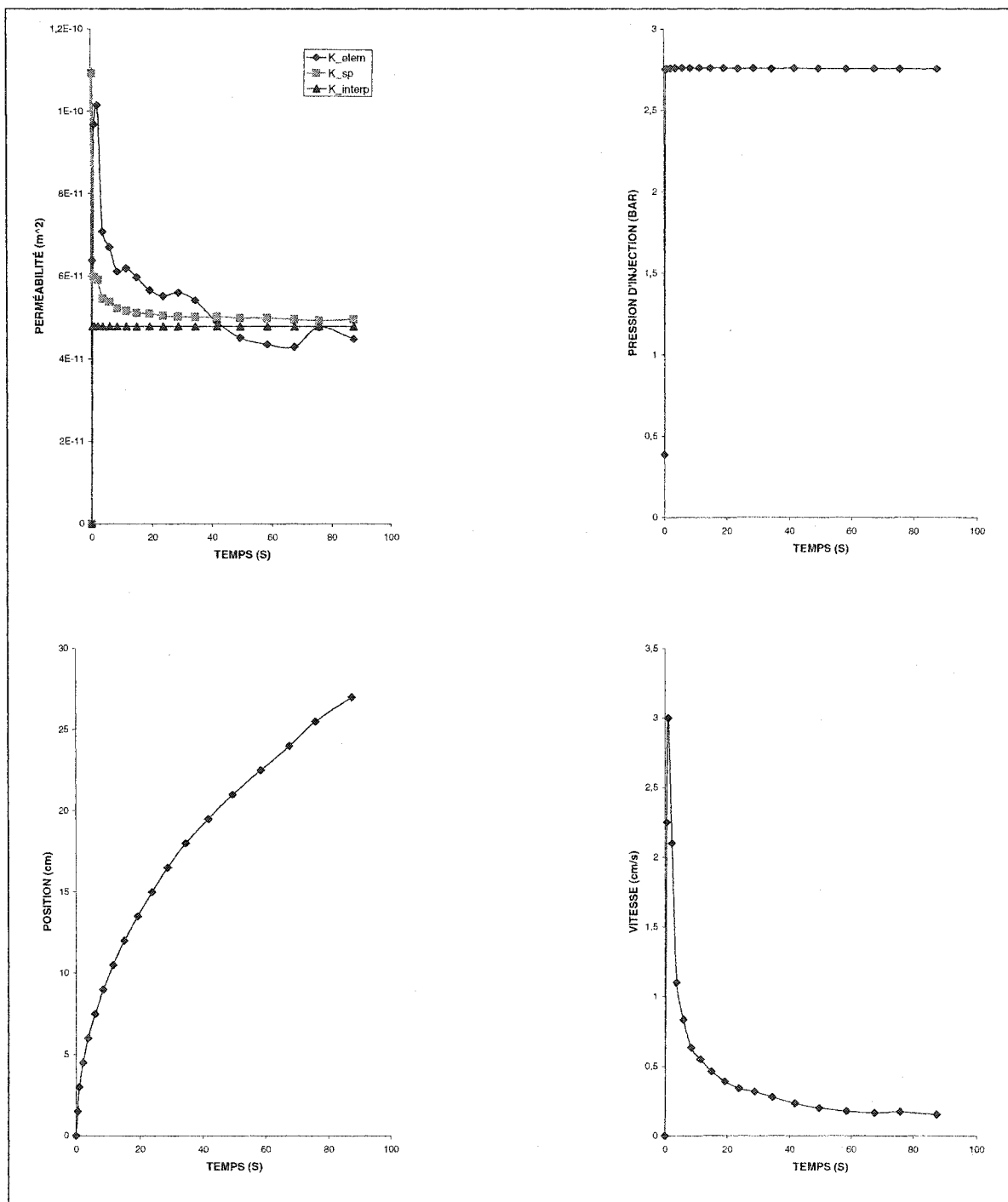


Figure E19 - Graphes de l'essai 1 à $\pm 50^\circ$ et 67% de fibres

Figure E20 - Graphes de l'essai 2 à $\pm 50^\circ$ et 67% de fibres

E9. Graphes pour les tresses à $\pm 50^\circ$ et 75% de fibres

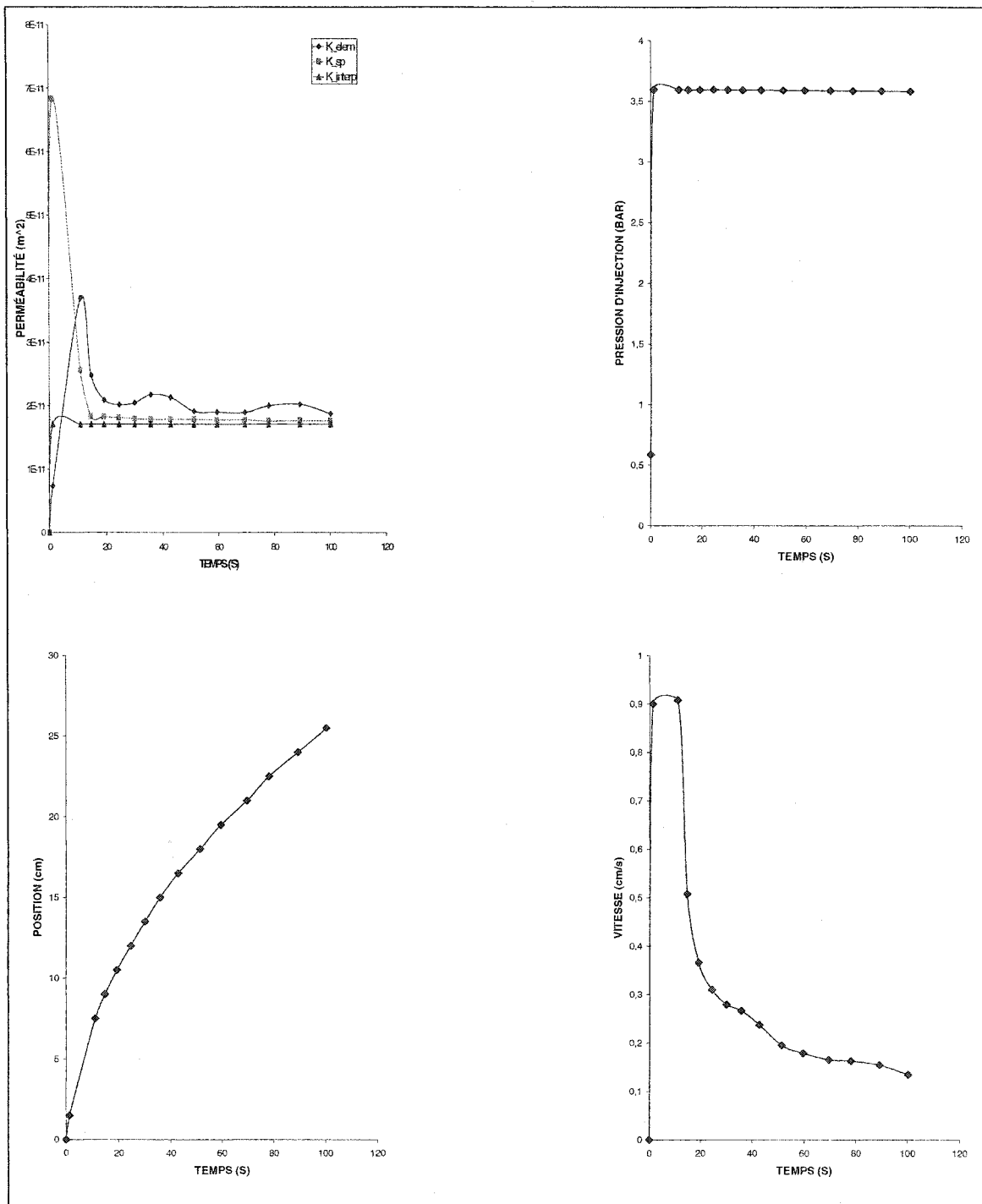


Figure E 21 - Graphes de l'essai 1 à $\pm 50^\circ$ et 75% de fibres (rejeté)

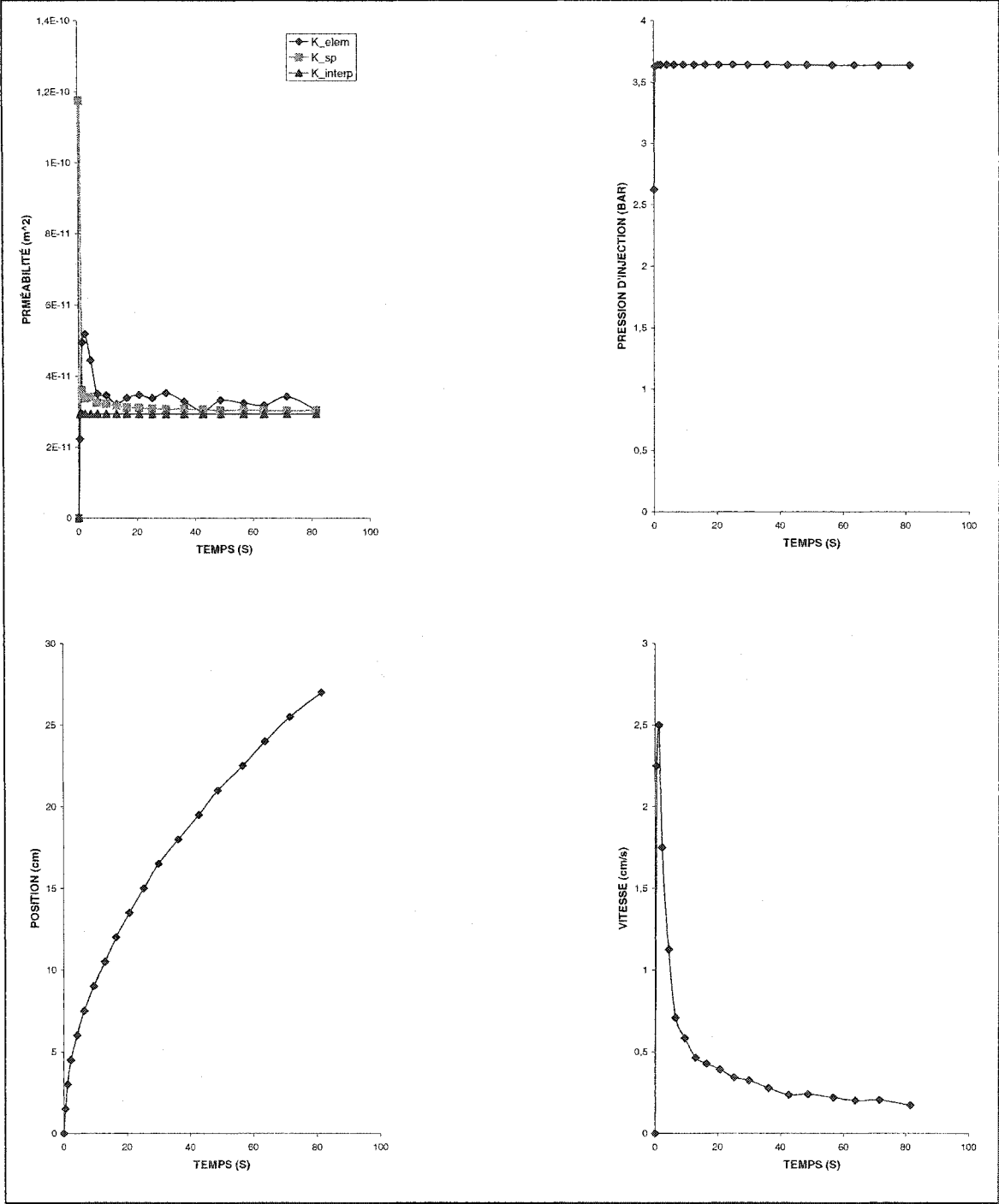
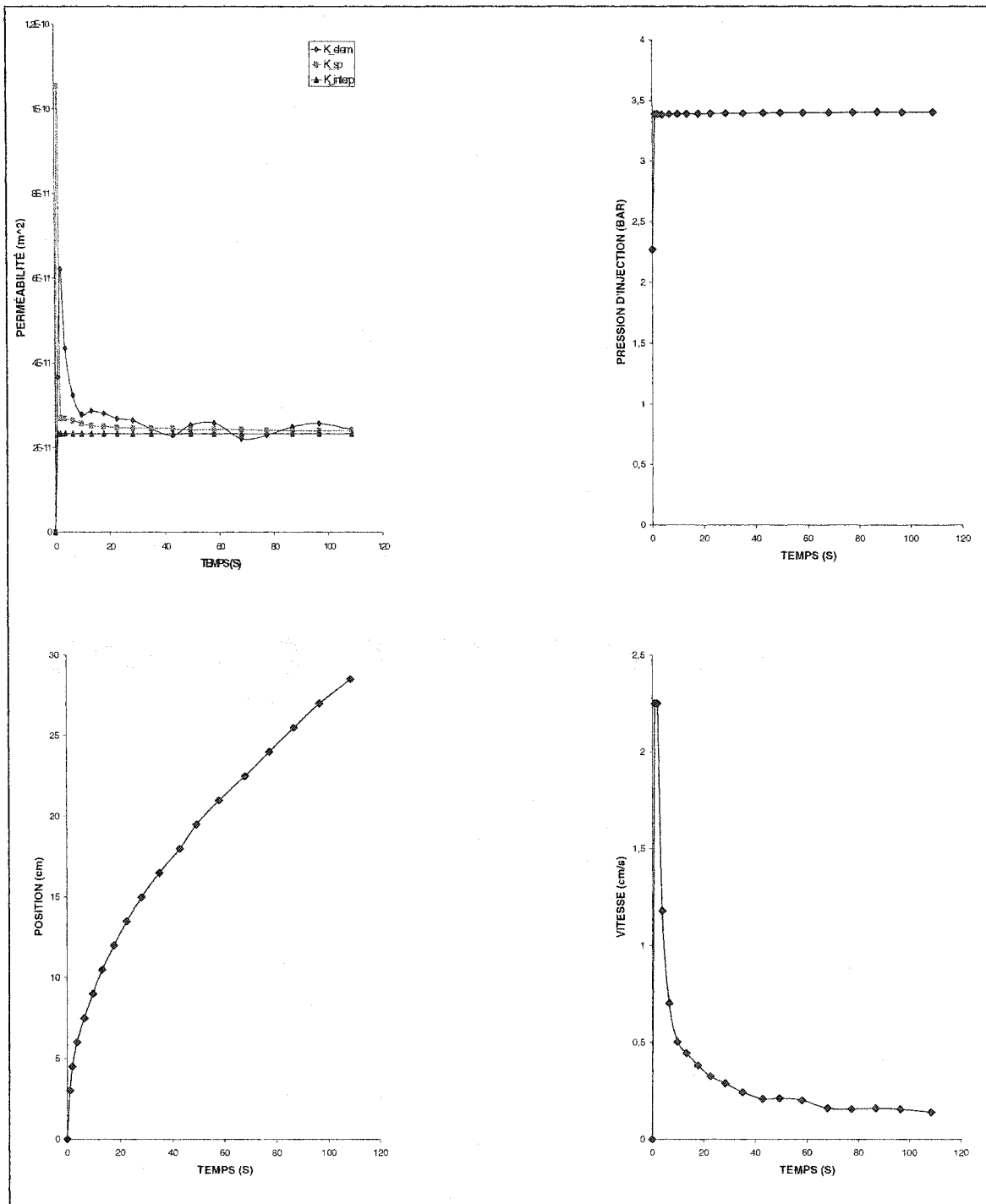


Figure E22 - Graphes de l'essai 2 à $\pm 50^\circ$ et 75% de fibres

Figure E23 - Graphes de l'essai 3 à $\pm 50^\circ$ et 75% de fibres

ANNEXE F

RÉSULTATS DE TRACTION DES ÉCHANTILLONS EPOXY

Tableau F1 - Résultats de la traction des échantillons epoxy

# échantillon	Module (Gpa)	Contrainte à l'écoulement (MPa)	Déformation à l'écoulement	Contrainte à la rupture (MPa)	Déformation à la rupture
1	1.937				
2	1.965	87.232	0.068	82.466	0.079
3	1.999				
4	2.000	88.666	0.064	83.706	0.081
5	2.010	89.179	0.066	87.169	0.075
6	1.953	85.054	0.067		
7	2.007				
8	1.960				
9	2.040	86.358	0.066	82.411	0.079

ANNEXE G

RÉSULTATS DÉTAILLÉS DES ESSAIS EXPÉRIMENTAUX SUR LES PLIS À FIBRES UNIDIRECTIONNELLES

Tableau G1 - Résultats de la traction longitudinale des plis unidirectionnels à un taux de fibres de 68.5%

# échantillon	Module (GPa)	Résistance (GPa)	Coeff. de Poisson
1	49.989		0.2985
2	52.188	1.083	0.2713
3	48.914	1.168	0.3244
4	51.790	1.238	0.2522
5	49.271	1.283	0.2891

Tableau G2 - Résultats de la compression des plis unidirectionnels à un taux de fibres de 68.5%

# échantillon	Résistance (GPa)
1	1.068
2	1.067
3	0.824

Tableau G3 - Résultats de cisaillement plis unidirectionnels à un taux de fibres de 68.5%

# échantillon	Module (GPa)	Résistance (MPa)
1	4.734	65.771
2	4.897	67.392
3	4.712	55.922
4	4.726	57.199
5		60.416
6		60.128

ANNEXE H

RÉSULTATS DÉTAILLÉS DES ESSAIS EXPÉRIMENTAUX SUR LES COMPOSITES À RENFORTS TRESSÉS

Tableau H1 - Résultats de la traction longitudinale des échantillons à renforts tressés

Angle de tressage	# échantillon	Taux vol. de fibres	Module (GPa)	Résistance (MPa)	Coeff. de Poisson
±35°	35PL11T1	0.5235	20.734	379.495	0.7137
	35PL11T2	0.5235	20.694	399.799	0.6332
	35PL12T3	0.5181	18.120	350.680	0.6324
	35PL12T4	0.5181	20.046	365.189	0.6342
	35PL13T5	0.5419	21.010	347.494	0.7375
	35PL13T6	0.5419	19.243	369.787	0.6309
±45°	45PL32T1	0.5129	14.580	226.870	0.6117
	45PL32T2	0.5129	12.809	188.028	0.5320
	45PL111T3	0.5675	16.273	229.489	0.6559
	45PL111T4	0.5675	15.945	229.460	0.6746
±50°	50PL61T1	0.3929	9.980	103.537	0.4946
	50PL61T2	0.3929	9.535	107.270	0.4799
	50PL62T3	0.3937	9.953	99.673	0.4979
	50PL62T4	0.3937	9.181	82.988	0.4313
	50PL122T5	0.458	10.797	115.381	0.5137
	50PL122T6	0.458	10.312	98.763	0.4981

Tableau H2 - Résultats de la compression longitudinale des échantillons à renforts tressés

Angle de tressage	# échantillon	Taux volumique de fibres	Résistance (MPa)
$\pm 35^\circ$	35PL11C1	0.5235	258.276
	35PL11C2	0.5235	265.386
	35PL11C3	0.5235	312.600
	35PL12C4	0.5181	307.085
	35PL12C5	0.5181	273.238
$\pm 45^\circ$	45PL31C1	0.5107	219.803
	45PL31C2	0.5107	199.924
	45PL31C3	0.5107	202.904
	45PL31C4	0.5107	227.624
$\pm 50^\circ$	50PL61C1	0.3989	168.630
	50PL61C2	0.3989	168.396
	50PL61C3	0.3989	174.198
	50PL61C4	0.3989	180.845
	50PL62C5	0.3937	167.373

Tableau H3 - Résultats de cisaillement des échantillons à renforts tressés

Angle de tressage	# échantillon	Taux volumique de fibres	Module (GPa)
$\pm 35^\circ$	35PL13S1	0.5419	13.428
	35PL13S2	0.5419	12.784
	35PL81S3	0.5718	12.322
	35PL81S4	0.5718	10.005
$\pm 45^\circ$	45PL111S1	0.5675	12.115
	45PL111S2	0.5675	13.696
	45PL111S3	0.5675	11.680
	45PL112S4	0.5667	13.012
$\pm 50^\circ$	50PL62S1	0.3937	9.176
	50PL62S2	0.3937	10.454
	50PL122S3	0.4580	10.817
	50PL122S4	0.4580	10.981
	50PL122S5	0.4580	11.743
	50PL121S6	0.4644	10.807